



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

ANALÝZA POŠKOZENÍ ROTORU VENTILÁTORU

PROPELLER FAN DAMAGE ANALYSIS

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Kristýna Vašáková

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D.

BRNO 2017

Zadání bakalářské práce

Ústav:	Ústav materiálových věd a inženýrství
Studentka:	Kristýna Vašáková
Studijní program:	Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor:	Materiálové inženýrství
Vedoucí práce:	doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D.
Akademický rok:	2016/17

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č. 111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma bakalářské práce:

Analýza poškození rotoru ventilátoru

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Bakalářská práce bude řešit problematiku provozního poškození svařovaného rotoru ventilátoru. Důraz bude kladen na určení pravděpodobných příčin poškození s uvážením provozních podmínek a technologie výroby rotoru.

Cíle bakalářské práce:

V rámci bakalářské práce student provede zhodnocení havárie rotoru ventilátoru pro dmýchání odpadního recyklátu skelné vaty v rozsahu:

- základní ohledání poškozené součásti
- metalografická analýza materiálu v oblasti poškození svarového spoje a materiálu mimo oblast poškození
- měření tvrdosti
- fraktografická analýza
- na základě provedených analýz určit pravděpodobnou příčinu poškození

Seznam literatury:

BLAŠČÍK, F. et al. Technológia tvárnenia, zlievárenstva a zvarovania. 1. vydání. Bratislava: Alfa, 1988. ISBN 063-563-87.

SURESH, S. Fatigue of Materials. 2nd edition. Cambridge UK: Cambridge University Press, 2003. ISBN 0-521-57847-7.

KLESNIL, M. a LUKÁŠ, P. Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání. 1. vydání. Praha: Academia, 1975. ISBN 509-21-857.

ASM Handbook: Vol. 11 - Failure Analysis and Prevention. First print. USA: ASM International, 2002.
ISBN 0-87170-704-7.

ASM Handbook: Vol. 12 - Fractography. Sixth print. USA: ASM International, 2009. ISBN
0-87170-018-2.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2016/17.

V Brně, dne 2. 11. 2016

 _____ prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc. ředitel ústavu		 _____ doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D. děkan fakulty
---	---	---

ABSTRAKT

Tato bakalářská práce se zabývá analýzou poškození oběžného kola ventilátoru, využívaného pro dmýchání recyklátu skelné vaty. V rámci práce byla prováděna fraktografická analýza pro určení mechanismu porušení, dále byla prováděna materiálová analýza pro určení jakosti materiálu (chemická a metalografická analýza). Mechanické vlastnosti použitých materiálů byly zjišťovány pomocí měření tvrdosti dle Vickerse s nízkým zatížením.

Klíčová slova

Oběžné kolo ventilátoru, abrazivzdorné materiály, únavové porušení

ABSTRACT

This bachelor's thesis deals with propeller fan damage analysis, which is used for air blasting of recycled glass wool. In the frame of experimental work the fractographic analysis for evaluation of damage mechanisms was performed. Further, material analysis for assessment of the material grade (chemical and metallographic analyses) was conducted. Measurement of Vickers hardness with low load was performed for determination of mechanical properties of used materials.

Key words

Propeller fan, wear resistant materials, fatigue damage

Bibliografická citace

VAŠÁKOVÁ, K. *Analýza poškození rotoru ventilátoru*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2017. 55 s. Vedoucí bakalářské práce doc. Ing. Libor Pantělejev, Ph.D.

Prohlášení:

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma „*Analýza poškození rotoru ventilátoru*“ vypracovala samostatně s použitím odborné literatury a dalších informačních zdrojů, které jsou uvedeny v seznamu literatury na konci práce.

V Brně dne 26. 5. 2017

Kristýna Vašáková

Poděkování:

Srdečně tímto děkuji svému vedoucímu bakalářské práce, doc. Ing. Liboru Pantělejevovi, Ph.D., za jeho odborné rady a podnětné připomínky, bez kterých by nemohla tato práce vzniknout. Dále mu chci poděkovat za jeho ochotu, čas a zapůjčenou literaturu. Mé díky patří i všem těm, kteří mi pomohli s realizací experimentů.

OBSAH

1	ÚVOD	15
2	ÚNAVA MATERIÁLŮ	17
2.1	Charakteristiky cyklického zatěžování	17
2.2	Stádia procesu únavy.....	19
2.2.1	Stádium změny mechanických vlastností	19
2.2.2	Stádium nukleace únavových trhlin	20
2.2.3	Stádium šíření trhlin.....	22
2.2.4	Únavový lom.....	23
2.3	Vliv středního napětí	24
3	OPOTŘEBENÍ	27
3.1	Abrázivní opotřebení.....	27
3.2	Erozivní opotřebení.....	28
3.3	Abrázivzdorné materiály.....	28
3.3.1	Oceli Abrex	29
3.3.2	Oceli Durostat	31
3.3.3	Oceli Everhard	32
3.3.4	Oceli Hardox	33
3.3.5	Oceli Raex	34
3.4	Svařitelnost vybraných abrazivzdorných materiálů.....	34
4	CÍLE PRÁCE.....	37
5	EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	38
5.1	Případová studie	38
5.2	Základní ohledání	39
5.3	Experimentální technika.....	39
5.4	Metalografická analýza	39
5.5	Analýza chemického složení	43
5.6	Měření tvrdosti	44
5.7	Fraktografická analýza.....	46
6	DISKUSE A ZÁVĚRY.....	48
7	POUŽITÁ LITERATURA	49
8	SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK.....	51
9	SEZNAM OBRÁZKŮ.....	52
10	SEZNAM TABULEK.....	54
11	SEZNAM GRAFŮ.....	55

1 ÚVOD

Cyklické zatěžování a související degradační procesy jsou jednou z nejčastějších příčin porušení materiálu dynamicky namáhaných součástí bez ohledu na oblast jejich aplikace. Pokud jsou strojní součásti nebo konstrukce vystaveny opakujícímu se, časově proměnlivému zatížení, dochází vlivem mikroskopických změn ve struktuře materiálu po určité době k lomu. Přitom vnější síly mohou být tak malé, že při jednorázovém zatížení nedojde k porušení materiálu. V případě, že napětí střídá svou hodnotu od minimální po maximální, mění se velikost pružné deformace a zároveň vznikají malé plastické deformace. Kumulace plastických deformací vede v samotném závěru procesu k růstu makroskopické trhliny a k následnému lomu. Studium únavového chování materiálu lze určit vhodnost materiálu pro dané provozní podmínky. [1,2,3]

Únavové poškození je podrobováno systematickému zkoumání už více než 160 let. První zmínky jsou spojeny s vývojem konstrukcí již v 19. století. Během průmyslové revoluce tento problém nabíral na závažnosti. Součásti podrobené cyklickému působení vnějších sil (např. osy železničních vagónů, součásti parních strojů) se začaly po určité době provozu porušovat. Pro minimalizaci výskytu provozních lomů se ukazovala potřeba stanovit mechanické charakteristiky u cyklicky zatěžovaných součástí. První takové experimenty byly prováděny Augustem Wöhlerem [1852–1870], po kterém je dodnes pojmenována jedna ze základních charakteristik – Wöhlerova křivka. Tato křivka udává do souvislosti amplitudu napětí σ_a (při daném středním napětí) a počet cyklů do lomu N_f . [2]

Degradační procesy, s nimiž se lze při provozu zařízení a součástí setkat, nejsou pouze únavového charakteru. V řadě případů je další příčinou poškození funkčních součástí opotřebení vyvolané účinkem částic. V závislosti na vnějších podmínkách mohou tyto částice působit abrazivně nebo erozivně. [4] Tvorba povrchového reliéfu pak může být u dynamicky namáhaných dílců příčinou iniciace únavových trhlin z koncentrátorů napětí vzniklých působením abrazivně-erozivního prostředí.

Abrazivní opotřebení je způsobeno účinkem tvrdých, převážně minerálních částic, nebo stykem dvou materiálů o různé tvrdosti. Vyznačuje se vznikem rýh na povrchu funkčních ploch a odstraňováním částic základního materiálu. Uvádí se, že za cca 50 % opotřebení strojních součástí může právě abraze. [5] K zajištění delší životnosti strojních zařízení, a tak snížení potřeby výměny součástí/dílců se neustále vyvíjí materiály odolné vůči otěru. U těchto materiálů jsou důležité nejen mechanické vlastnosti jako tvrdost, mez kluzu, mez pevnosti, ale i tažnost a vrubová houževnatost. Z technologických vlastností pak zejména svařitelnost umožňující nejen výrobu konkrétní konstrukce, ale také tvorbu abrazivně odolných vrstev ve formě návarů. [6]

Dříve se abrazivzdorné oceli dodávaly ve stavu tepelně nezpracovaném. Většinou se kalil až hotový dílec. Tepelně nezpracovaný materiál se lépe vrtal i obráběl, na druhou stranu kalení polotovaru přinášelo problémy se stejnorodostí mechanických vlastností, praskáním a deformacemi. V průběhu vývoje se zjistilo, že otěruvzdornost je závislá především na tvrdosti a téměř nezávislá na chemickém složení. Proto se můžeme setkat s různými jakostmi ocelí, které mohou vykazovat podobnou otěruvzdornost po tepelném zpracování, i když se liší svým chemickým složením, např. (15 260, 14 240 a další). [7]

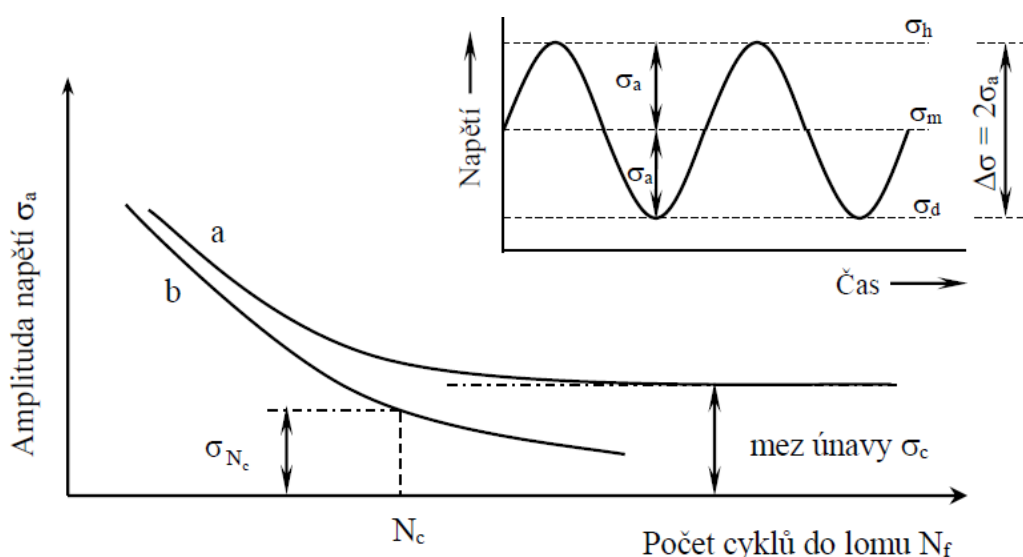
První otěruvzdornou ocelí v Československu byla ocel 14 320 (Abrazit), která se zpočátku používala ve stavu tepelně nezpracovaném (14 320.0), tvrdost byla zajištěna legováním Mn-Cr-Zr. Výroba nebyla nákladná, protože nevyžadovala

speciální zařízení jako kalící lis. V současné době existuje řada výrobců abrazivzdorných materiálů, jedním z nich je švédská firma SSAB, vyrábějící abrazivdorné oceli s obchodním názvem Hardox. Základním typem je ocel Hardox 400, dosahující tvrdosti 400 HB. Dnes je tato skupina ocelí rozšířena o Hardox 450 i Hardox 500 a nejnovějším typem je Hardox 600 a Hardox Extreme určené pro aplikace pracující v náročných provozních podmínkách. [7]

2 ÚNAVA MATERIÁLŮ

Obecně lze únavu materiálu definovat jako proces změn stavu a vlastností materiálu vyvolaný cyklickým namáháním. Únava je charakterizována jako postupná kumulace poškození při opakovaném cyklickém zatížení. Materiál při každém zatěžovacím cyklu pohlcuje, resp. uvolňuje mechanickou energii. Tím dochází v materiálu ke změnám v podobě malých plastických deformací, které při určitém počtu zatěžovacích cyklů způsobují porušení při napětí menším, než je jeho mez pevnosti. [8]

Na obr. 1 je uvedena Wöhlerova křivka (také S-N křivka). Amplituda napětí, při které nedochází k porušení materiálu ani při vysokém počtu cyklů, se nazývá mez únavy. Křivka b na obr. 1 nemá asymptotickou část a k porušení dochází při konečném počtu cyklů pro dané hodnoty amplitud napětí. V takovém případě se určuje mez únavy (charakterizovaná příslušnou amplitudou napětí) smluvně, pro určitý počet cyklů do lomu N_c (např. 10^7 cyklů). Tato hodnota amplitudy napětí se pak nazývá časovaná mez únavy σ_{Nc} . [9]



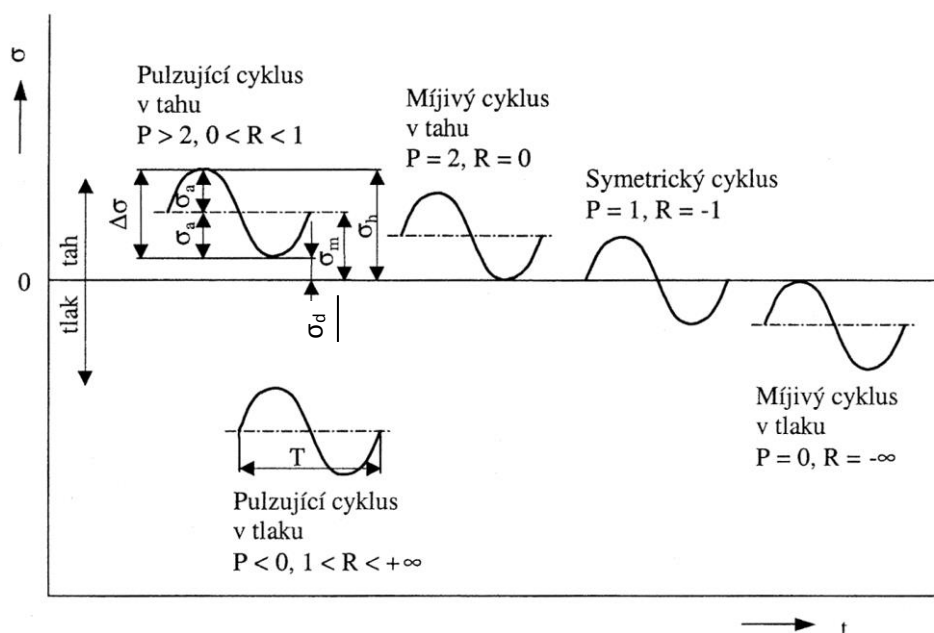
Obr. 1: Schematické znázornění Wöhlerovy křivky, σ_h – horní napětí, σ_a – amplituda napětí, σ_d – dolní napětí, σ_m – střední napětí. [9]

2.1 Charakteristiky cyklického zatěžování

Strojní součásti jsou v běžném provozu vystavovány nahodilému průběhu zatěžování. Pro zjednodušení se obecný zátěžný cyklus nahrazuje sinusovým průběhem, viz obr. 2. Cyklické zatěžování mění svoji hodnotu od minimální po maximální. Tato periodická změna může být pravidelná, nebo nepravidelná. [1]

Doba kmitu T – perioda (tj. jeden cyklus) je nejmenší časový úsek, po který se opakuje stejný průběh napětí. Frekvence f je počet změn za jednotku času, kdy platí [1]:

$$f = \frac{1}{T} [Hz]. \quad (1)$$



Obr. 2: Různé typy zatěžovacích cyklů a jejich charakteristiky [1]

Každý zatěžovací cyklus je možno popsat těmito charakteristikami:

- horní napětí σ_h což je maximální hodnota v cyklu,
- dolní napětí σ_d je minimální hodnota napětí v cyklu,
- střední napětí σ_m je algebraická střední hodnota maximálního a minimálního napětí v cyklu:

$$\sigma_m = \frac{(\sigma_h + \sigma_d)}{2} [MPa], \quad (2)$$

- amplituda napětí σ_a je největší hodnota proměnlivé složky a je rovna polovině rozdílu horního a dolního napětí:

$$\sigma_a = \frac{(\sigma_h - \sigma_d)}{2} [MPa]. \quad (3)$$

Zátěžný cyklus se může vyskytovat v tahové i v tlakové oblasti (obr. 2). U symetrického cyklu se střední napětí rovná nule. V ostatních případech jde o cykly asymetrické. Z tohoto důvodu se zavedl parametr asymetrie R, případně parametr asymetrie P. Pro tyto parametry platí:

$$R = \frac{\sigma_d}{\sigma_h} [-], \quad P = \frac{\sigma_h}{\sigma_a} [-], \quad (4)$$

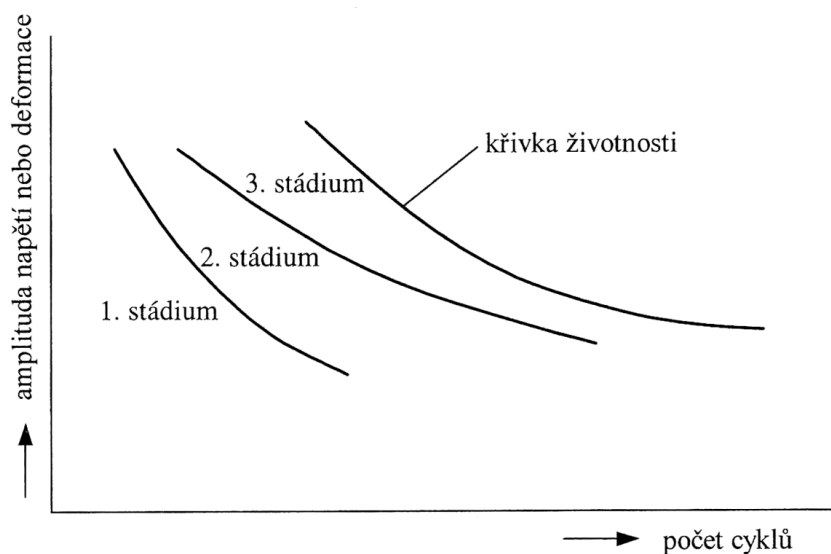
parametr asymetrie R a P lze také vzájemně přepočítat dle následujícího vztahu:

$$P = \frac{2}{1-R} [-]. \quad (5)$$

2.2 Stádia procesu únavy

Řídícím faktorem únavového poškození je amplituda plastické deformace, resp. její velikost. Velké množství opakování i velmi malých plastických deformací vyvolá změny ve struktuře, a tím změny mechanických vlastností. V důsledku toho dojde ke hromadění poškození materiálu resultujícího v iniciaci trhliny a následnému lomu. Na základě nevratných změn způsobených amplitudou plastické deformace se únavový proces dělí do tří časových po sobě jdoucích stádií. Jejich přesná hranice však není definována, navíc se mohou do jisté míry vzájemně překrývat [8], viz obr. 3:

1. stádium změn mechanických vlastností
2. stádium iniciace trhlín
3. stádium šíření trhliny



Obr. 3: Stádia únavového procesu [2]

2.2.1 Stádium změny mechanických vlastností

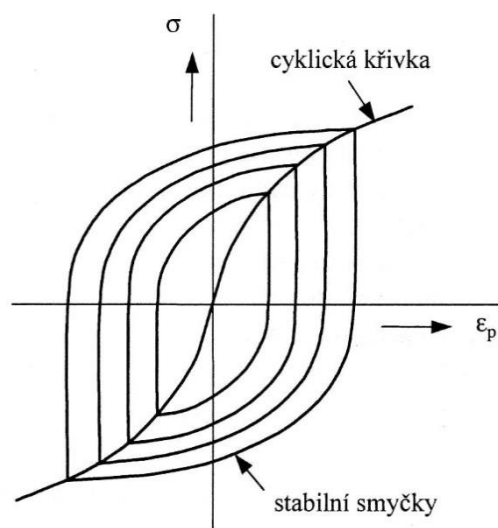
V této fázi únavového procesu dochází ke změně mechanických vlastností v celém objemu, mění se hustota i uspořádání mřížkových poruch (zejména dislokací), a tím i mechanické a fyzikální vlastnosti. Změny mechanických vlastností mohou být dvojího druhu:

- a) cyklické zpevnění
- b) cyklické změkčení

Pokud se odpor materiálu vůči zatěžování zvětšuje, dochází k cyklickému zpevnění, které nastává v materiálech vyžíhaných s malou hustotou dislokací, řádově 10^6 mm^{-1} . Naopak, při snižování odporu dochází k cyklickému změkčení, které je typické pro materiály zpevněné (deformačně, precipitačně, disperzně nebo fázovou transformací). Typickým znakem je vysoká hustota dislokací $10^9\text{--}10^{10} \text{ mm}^{-1}$. Tyto změny lze pozorovat na začátku cyklického zatěžování. Po určitém počtu cyklů jejich intenzita klesá a materiál se tak nachází v saturovaném, ustáleném stavu. Saturovaný stav je nejlépe charakterizován ustálenou hysterezní smyčkou. Existují však materiály, které nevykazují ustálené chování a mohou po celou dobu stádia změn změkčovat, či zpevňovat, případně kombinovat oba tyto procesy. [1,8,10]

Posouzení změn mechanických vlastností se provádí na základě rozboru tvaru hysterezní smyčky, což je závislost napětí na deformaci v rámci jednoho cyklu a její plocha

odpovídá energii přeměněné za jeden cyklus v teplo. Spojením několika vrcholů ustálených hysterezních smyček, pro různé výchozí hodnoty (amplitudy napětí a deformace), je možno získat cyklickou deformační křivku. Touto křivkou je vyjadřován vztah mezi amplitudou napětí a amplitudou plastické deformace v ustáleném stavu, viz obr. 4. [1,10] V případě, že materiály nevykazují ustálené chování, se cyklická deformační křivka určuje konvenčně na základě hodnot amplitudy napětí a deformace z křivek cyklického zpevnění/změkčení v polovině životnosti.

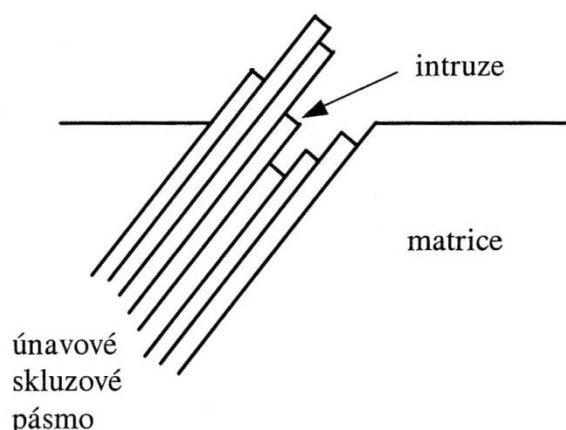


Obr. 4: Definice cyklické křivky napětí – deformace [2]

2.2.2 Stádium nukleace únavových trhlin

Odolnost proti únavovému opotřebení je výrazně ovlivněna stavem a kvalitou povrchu. Trhliny vznikají v malé části objemu, nejčastěji na volném povrchu v místech koncentrace cyklické plastické deformace. Za koncentrátoři napětí se považují vruby, inkluze, precipitáty a nedokonalosti opracovaného povrchu. Další příčinou vzniku trhlin bývají i nedokonalé svarové spoje s přítomností defektů působících jako koncentrátoři napětí. V některých případech dochází k iniciaci trhliny uvnitř tělesa, a to zejména v okolí křehkých inkluzí, kdy je nukleace poškození záležitostí rozhraní inkluze/matrice. U součástí se zpevněnou povrchovou vrstvou zpravidla dojde k iniciaci trhliny na rozhraní této vrstvy a základního materiálu. [8,10,11]

Při cyklickém namáhání je možno na povrchu materiálu pozorovat skluzovou aktivitu ve formě skluzových pásů. S rostoucím počtem zátěžných cyklů se zvyšuje jejich četnost i intenzita a vytváří se lokalizované oblasti s výrazným povrchovým reliéfem (obr. 5). Průnikem skluzového pásu na povrch (materiálu/součásti) vznikají velmi malé výstupky zvané extruze. Současně je možné pozorovat i prohlubně zvané intruze. Skluzové pásy mají odlišnou dislokační strukturu při porovnání se zbývajícím objemem zatěžovaného materiálu. Pro označení únavových skluzových pásů se užívá termín perzistentní skluzová pásma (PSP). Nejčastějším typem iniciace únavového poškození (trhlin) je iniciace ve skluzových pásech. [8,10,11]



Obr. 5: Představa kartového skluzu v perzistentním skluzovém pásmu [2]

Pro nukleaci trhlin bylo navrženo několik modelů. Navržené mechanismy se mohou uplatňovat jen v nukleačních místech. Přímými metodami pozorování byly zjištěny tři typy nukleačních míst:

- 1) únavová skluzová pásma
- 2) hranice zrn
- 3) rozhraní mezi inkluzemi a matricí

Otázkou při procesu nukleace mikrodefektu, která není dosud uspokojivě vysvětlena je, zda existuje rozdíl mezi ostrou intruzí a mikrotrhlinou. Některé z mechanismů nerozlišují intruzi od mikrotrhliny, jiné zase vychází z opačné představy. Mechanismy nukleace lze rozdělit do pěti skupin, z nichž ani jeden není plně uspokojivý. [2]

- 1) Modely nerozlišující rozdíl mezi intruzí a mikrotrhlinou

Vznik mikrotrhliny je chápán jako spojitě prorůstání intruze do hloubky prostřednictvím opakovaného skluzu na jednom nebo dvou skluzových systémech. Pokud skluz probíhá na jednom skluzovém systému, je základem představy relativní pohyb více rovnoběžných „karet“. Těmito modely se zabýval např. Wood [12], May [13], Lin a Ito [14], Neumann [15] a další.

- 2) Nukleace křehkým prasknutím v kořeni intruze

V tomto případě je zřejmý rozdíl mezi intruzí a trhlinou, který vychází z pozorování povrchu pomocí elektronového mikroskopu. Z výsledků zkoumání povrchu se dospělo k závěru, že v místě nukleace jsou typy struktur a povrchového reliéfu značně závislé na snadnosti příčného skluzu a na amplitudě zatěžování. Předpokládá se vznik mikrotrhliny začínající na ostrých intruzích bez ohledu na typ dislokační struktury. Ostré intruze působí jako koncentrátoři napětí, kolem kterých se začnou vytvářet mikrotrhliny. Koncentrace napětí v okolí vrubu již nemůže být odrelaxována skluzovými procesy následkem zpevnění. Tím se dosáhne maximálního napětí přesahujícího meziatomové vazebné síly. Jistým omezením je předpoklad extrémně vysoké lokalizované koncentrace napětí u kořene intruze. Existenci takto vysoké koncentrace napětí nelze experimentálně potvrdit, ani vyvrátit. [2]

- 3) Vznik trhliny kondenzací vakancí

Vzájemné působení dislokací vede ke vzniku vakancí. Experimentálně byl ověřen výskyt vysokého počtu vakancí v celém zatěžovaném objemu. V únavových skluzových pásmech se předpokládá největší skluzová aktivita. Vakance mohou vytvářet shluky a následně dutiny. Dostatečně velkou dutinu lze označit za trhlinu. Předpokladem pro tuto teorii je difuze vakancí probíhající za vyšších teplot. [2] Nejzávažnější námitkou proti

tomuto mechanismu je experimentální zjištění, že nukleace a šíření trhliny se uskutečňuje i za teploty 1,7 K, tedy za teploty, při které difuze již neprobíhá. [16] Mechanismus kondenzací vakancí se tak může podílet na nukleaci trhliny při cyklickém namáhání zejména v oblasti vyšších teplot.

4) Dekoheze krystalu podél skluzové roviny způsobená akumulací dislokací

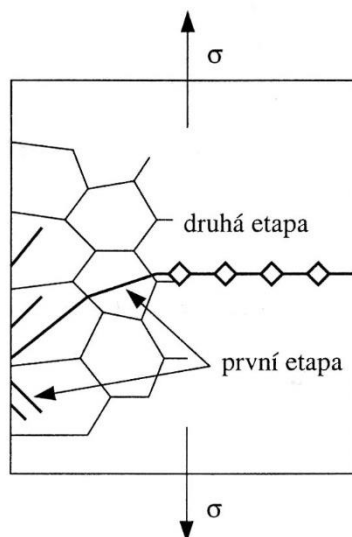
V kritických místech se vytvoří takové uspořádání dislokací, které vede k lokálnímu zvýšení napětí nebo energii dostačující ke ztrátě soudržnosti v oblasti desítek až několika stovek nanometrů. [12]

5) Nukleace na hranicích zrn

Předpokladem je vysoká úroveň cyklické deformace napříč celou povrchovou vrstvou zrn. Z toho plyne aplikovatelnost mechanismu pouze pro vysoké amplitudy zatěžování odpovídajícímu počtu cyklů do lomu 10^3 . Navržený mechanismus vychází z předpokladu tvorby intruze přímo na hranicích zrn, kdy se na této intruzi může vytvořit mikrotrhlina. U tohoto mechanismu se nepředpokládá rozdíl mezi intruzí a trhlinou. [17]

2.2.3 Stádium šíření trhlín

Mikrotrhliny vzniklé při procesu iniciace, umístěné podél aktivních skluzových pásů, nacházejících se v rovinách maximálního smykového napětí (pod úhlem 45° vzhledem k ose působícího hlavního napětí), se šíří v první etapě krystalograficky. Po dosažení určité délky, mají trhliny tendenci stáčet se do směru kolmého na směr působícího napětí a šíří se nekrystalograficky. Délka trhliny spojující první a druhou etapu šíření je závislá na druhu materiálu a amplitudě zatěžování. Trhliny se v obou etapách šíří zpravidla transkrystalicky. [8,10] Jednotlivé etapy šíření únavové trhliny jsou uvedeny na obr. 6.



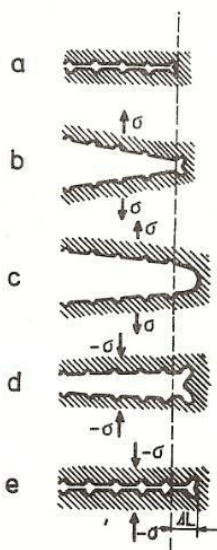
Obr. 6: Schéma etap šíření únavových trhlín [2]

Pro druhou etapu šíření je charakteristický žlábkovitý mikoreliéf lomové plochy (striace), viz obr. 7. Tento reliéf se může tvořit při únavovém porušení bez ohledu na materiál. Tvorba žlábkové morfologie je spojena s ireversibilitou cyklického skluzu, kdy deformace vzniklá v tahové větvi cyklu není plně reverzována v tlakové větvi cyklu. Jeden žlábek je vytvořen v jednom jediném cyklu, nicméně ne každý cyklus vede k vytvoření žlábku. Předpokládá se, že podmínky potřebné pro vznik žlábku na lomové ploše je možné očekávat v rozmezí jednoho až deseti zátěžných cyklů. Vzdálenost mezi žlábkami tak

odpovídá přírůstku trhliny za jeden až deset cyklů. V případě, že na lomové ploše lze striace najít, je na základě jejich počtu možné určit přibližnou rychlost šíření trhliny. [8,10]

Lairdův mechanismus vzniku striací (obr. 7) lze rozdělit do několika etap [11]:

- výchozí stav představuje délku trhliny v druhé etapě šíření,
- při tahovém zatížení (tahová větev cyklu) dochází k výrazné plastické deformaci v kořenu trhliny v rovinách maximálního smykového napětí,
- při pokračujícím tahovém zatížení se trhlina dále otevírá a čelo se zaobluje,
- při změně zatížení na tlakové (tlaková větev cyklu) je možno pozorovat trhliny vytažené do „uší“ orientovaných do směru působení maximálního smykového napětí,
- trhlina (oba její vzniklé povrchy) se vrátí do stejné polohy, ale čelo trhliny se do původního stavu vlivem předchozí plastické deformace nevrátí, dochází ke vzniku nových žlábků posunutých o délku ΔL a celý proces se opakuje až do lomu.



Obr. 7: Schéma Lairdova mechanismus žlábkování [8]

2.2.4 Únavový lom

Poslední etapou únavového poškození je náhlý lom ve zbývající části nosného průřezu. Ten vzniká, když velikost trhliny a napětí ve zbytku průřezu zeslabeného únavovou trhlinou dosáhne kritické hodnoty pro daný materiál, tj. a_c a $\sigma_{a,krit}$. Růstem velikosti trhliny a při zvyšování napětí ve zmenšujícím se nosném průřezu dochází k výraznému nárůstu hodnoty faktoru intenzity napětí K_a [8]:

$$K_a = \sigma_a \sqrt{\pi a} Y \text{ [MPa.m}^{1/2}\text{]}, \quad (6)$$

k porušení dojde, pokud amplituda napětí v nosném průřezu dosáhne hodnoty

$$\sigma_a = \sigma_{a,krit} = \frac{K_{IC}}{\sqrt{\pi a_c} Y} \text{ [MPa]}, \quad (7)$$

kde jednotlivé charakteristik představují:

K_a – faktor intenzity napětí [MPa.m^{1/2}],

K_{IC} – kritická hodnota faktoru intenzity napětí [MPa.m^{1/2}],

Y – tvarový faktor [-],

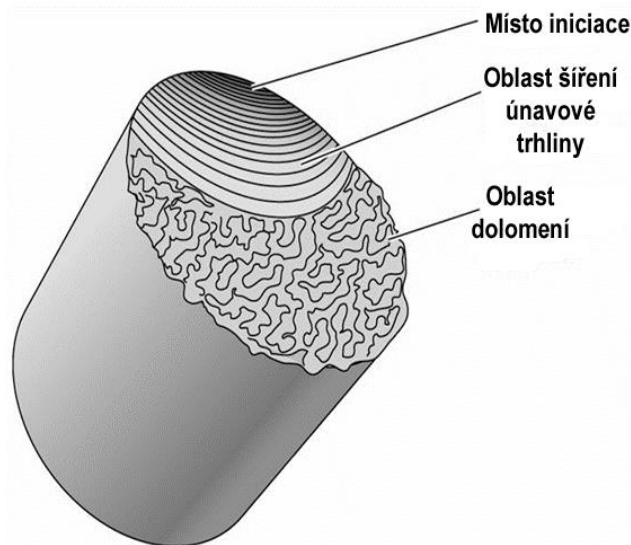
a – délka trhliny [m],

a_c – kritická délka trhliny [m],

σ_a – amplituda napětí [MPa],

$\sigma_{a,krit}$ – kritická hodnota amplitudy napětí [MPa].

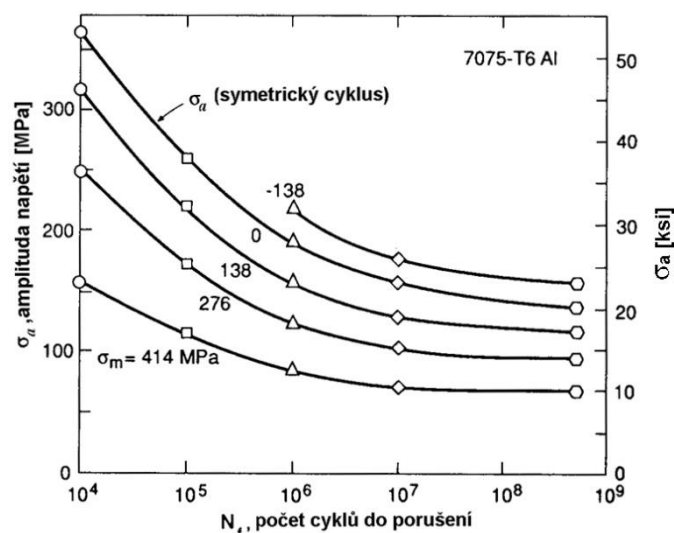
Na lomové ploše únavově poškozeného materiálu (obr. 8) lze rozlišit místo iniciace, oblast šíření únavové trhliny a oblast dolomu. Nejčastěji dochází ke vzniku únavového porušení na povrchu.



Obr. 8: Vzhled lomové plochy [18]

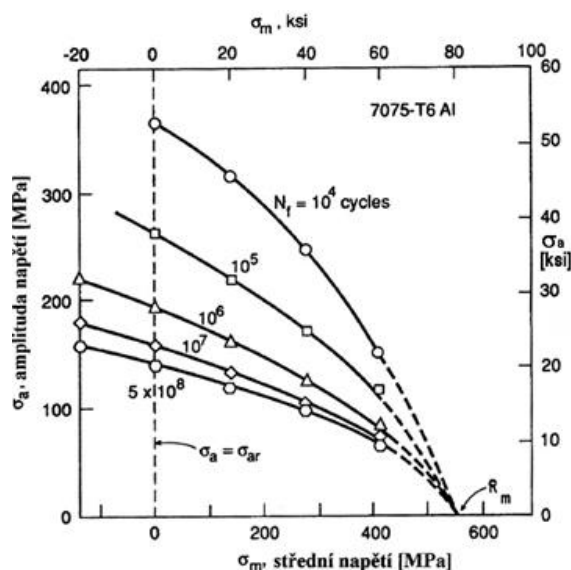
2.3 Vliv středního napětí

Střední napětí cyklu ovlivňuje rychlost kumulace poškození. Na obr. 9 je vidět silná závislost S-N křivky na aplikovaném středním napětí. Kladné střední napětí (tahové) snižuje počet cyklů do lomu (při dané amplitudě napětí), naopak záporné střední napětí (tlakové) prodlužuje životnost součástí. Nejvíce je tento vliv patrný ve vysokocyklové oblasti. Přijatelným vysvětlením se jeví názor, že střední napětí ovlivňuje celý únavový proces a to tak, že urychluje stádium šíření únavových trhlin a zkracuje délku trhliny, při které vznikne náhlý lom. Je pravděpodobné i zkracování stádia nukleace zmenšováním kritické délky primární trhliny. [2]



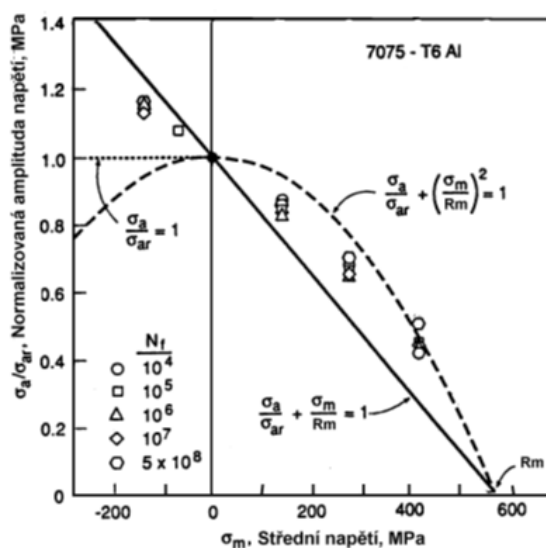
Obr. 9: Vliv středního napětí na S-N diagram [3]

Diagramy konstantní životnosti vyjadřují vliv středního napětí σ_m při únavovém zatěžování. Ty se využívají pro hladká, ale i vrubovaná tělesa. Se zvyšováním středního tahového napětí je, pro zachování stejné životnosti, spojen pokles amplitudy napětí, viz obr. 10.



Obr. 10: Diagram konstantní životnosti pro slitinu 7075-T6 Al [3]

Pro snadnější popis vlivu středního napětí se s výhodou používá tzv. normovaného diagramu konstantní životnosti, kdy při aplikaci normované amplitudy napětí σ_a/σ_{ar} , přičemž σ_{ar} je amplituda napětí při $\sigma_m = 0$, je možno experimentální data získaná z S-N křivek (obr. 9), resp. závislost středního napětí pro danou životnost matematicky popsat, obr. 11. [3]



Obr. 11: Normovaný diagram konstantní životnosti pro slitinu 7075-T6 Al [3]

Experimentální data lze popsat různými závislostmi, kdy nejjednodušší z nich je závislost lineární, typicky Goodmanova přímka:

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{ar}} + \frac{\sigma_m}{R_m} = 1, \quad (8)$$

za předpokladu, že $\sigma_{ar} = \sigma_{cr}$, rovnice (8) nabude tvaru (9) – modifikovaná Goodmanova rovnice, která umožňuje stanovit mez únavy pro dané střední napětí, pokud je známa mez únavy σ_{cr} v symetrickém cyklu:

$$\frac{\sigma_c}{\sigma_{cr}} + \frac{\sigma_m}{R_m} = 1, \quad (9)$$

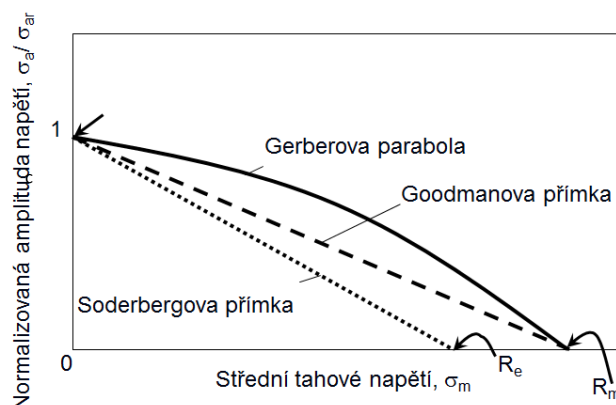
někdy se experimentální data lépe popisují parabolou, tato závislost se nazývá Gerberovou:

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{ar}} + \left(\frac{\sigma_m}{R_m}\right)^2 = 1. \quad (10)$$

Pro některé materiály je lepší použít závislost dle Soderberga normující lineární závislost nikoli k mezi pevnosti R_m , ale k mezi kluzu R_e :

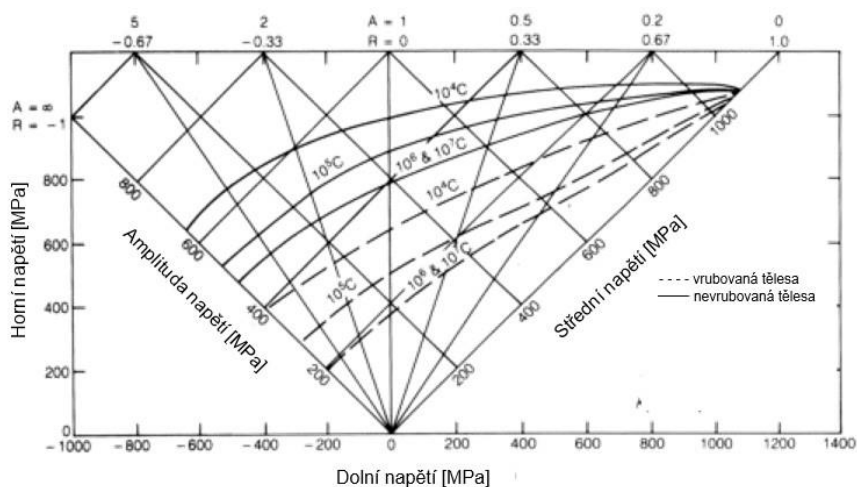
$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{ar}} + \frac{\sigma_m}{R_e} = 1. \quad (11)$$

Výše uvedené závislosti jsou schematicky zobrazeny na obr. 12 v zjednodušeném normovaném diagramu konstantní životnosti. [3]



Obr. 12: Křivky charakterizující vliv středního napětí [19]

Diagramy konstantní životnosti se často používají i v jiné interpretaci, než je uvedeno na obr. 10, kdy z důvodu ekvivalence hodnot (σ_m, σ_a) a (σ_d, σ_h) lze do jednoho diagramu zahrnout dva souřadné systémy svírající vzájemně úhel 45° . Na obr. 13 je uveden příklad takového diagramu (Haighův diagram) pro ocel AISI 4340 sestrojený jak pro vrubovaná, tak hladká tělesa.



Obr. 13: Haighův diagram pro ocel AISI 4340 [20]

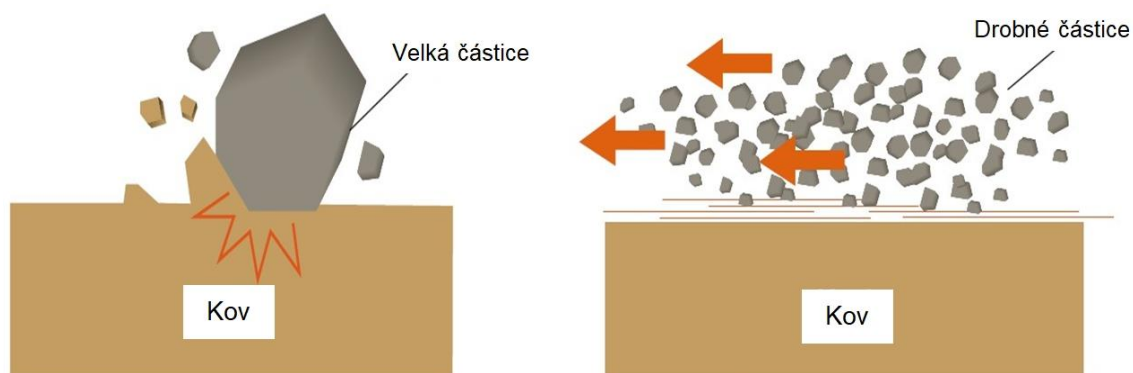
3 OPOTŘEBENÍ

Je definováno jako trvalá nežádoucí změna povrchu materiálu vyvolaná vzájemným působením funkčních povrchů nebo funkčního povrchu a média. Při opotřebení dochází k odstraňování nebo přemísťování částic z funkčních povrchů mechanickými účinky, které mohou být doprovázeny dalšími vlivy například fyzikálními, chemickými, elektrochemickými nebo elektrickými. Podle způsobu a mechanismu se rozlišuje 6 základních druhů: adhezivní, abrazivní, erozivní, kavitační, únavové a vibrační. V běžném provozu se můžeme setkat s působením více druhů zároveň. [21,22] S ohledem na téma bakalářské práce bude v další části pojednáno pouze o některých druzích opotřebení a abrazivzdorných materiálech.

3.1 Abrazivní opotřebení

Při abrazivním opotřebení je poškození zapříčiněno vzájemným působením funkčních povrchů, nebo funkčního povrchu a abrazivního média, kdy dochází k fyzikálnímu oddělování částí materiálu. Jedná se o intenzivní degradační proces, při kterém tvrdé částice mohou narušovat povrch rýhováním, mikrořezáním a podpovrchovými trhlinami. Důležitou charakteristikou při posuzování abrazivzdornosti materiálů je tvrdost jejich povrchových vrstev, kdy lze vycházet z obecného předpokladu, čím vyšší tvrdost, tím menší otěr. Pokud jsou abrazivní částice tvrdší než základní matrice, pak snadněji poškodí povrch součásti. Nejnížší odolnost proti abrazivnímu opotřebení mají oceli se základní feritickou, či feriticko-perlitickou strukturou, nejvyšší pak se strukturou martenzitickou. Odolnost vůči abrazi dále roste se zvyšujícím se obsahem karbidů. [21,22]

V případě interakce abrazivní částice větší velikosti dochází při opakovaném kontaktu s povrchem součásti k jeho postupnému narušování, za vzniku výrazných rýh a důlků, zatímco při působení drobných abrazivních částic je vznikající poškození méně intenzivní [23], obr. 14.

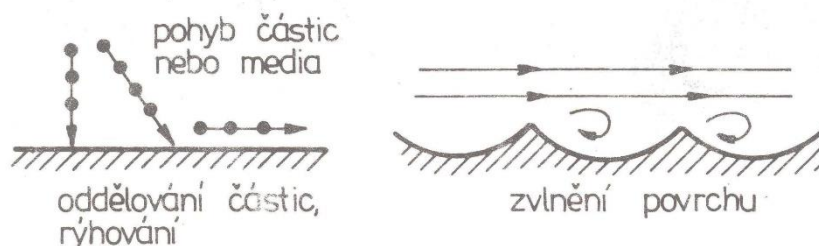


Obr. 14: Schéma mechanismu abrazivního opotřebení [23]

Úroveň opotřebení součásti/dílce souvisí také s rychlostí dopadu tvrdých částic na zatěžovaný povrch. Nízká intenzita je typická pro abrazi sypkými materiály, nebo málo pevnými částicemi při malých rychlostech. Střední intenzita opotřebení je typická pro stroje pracující při těžbě, dopravě a zpracování zemin. Vlivem silového působení mezi abrazivem a funkčními plochami dochází ke zpevňování povrchové vrstvy součásti a k nárůstu makropnutí. S vysoce intenzivním abrazivním opotřebením se lze setkat při drcení tvrdých hmot a nerostných surovin, kdy je na funkčních površích dosahováno maximálních silových účinků. Volba vhodného materiálu pro dané aplikace, u nichž lze předpokládat abrazivní opotřebení, tedy nutně souvisí s konkrétními provozními podmínkami. [5]

3.2 Erozivní opotřebení

Tento druh opotřebení je popisován jako oddělování částic a poškozování funkčního povrchu tuhými částicemi nesenými proudem kapaliny (součásti čerpadel, vodních turbín, potrubí) nebo plynu (součásti ventilátorů, tryskačů, armatur). Intenzita opotřebení je ovlivněna rychlostí, teplotou a chemickým působením nosného plynu, dále druhem, velikostí a tvrdostí nesených částic. Vlivem nárazu částice na povrch se kinetická energie přeměňuje na deformační práci, a tím dochází k poškození. Důležitý je také úhel dopadu částic na funkční povrch (obr. 15), přičemž malým úhlům dopadu odolávají nejlépe materiály s vyšší povrchovou tvrdostí. [21]



Obr. 15: Schéma erozivního opotřebení [21]

3.3 Abrazivzdorné materiály

Materiály se zvýšenou odolností proti abrazivnímu poškození lze vyrábět různými technologiemi jako je odlévání, tváření, ale také pomocí navařování tvrdých vrstev – plátování. Tvářené oceli se používají pro součásti pracující v podmínkách s nízkou intenzitou opotřebení. Jejich výhodou je snadná opracovatelnost standardními technologickými postupy. Jejich struktura je tvořena zpravidla martenzitem, čímž je zajištěna vysoká tvrdost. Skupina abrazivzdorných materiálů je relativně široká, typickými představiteli jsou v současnosti oceli Abrex, Durostat, Everhard, Hardox, Raex a Relia. Tyto materiály vykazují relativně vysokou tvrdost i při chemickém složení s nižším obsahem legur (nizkolegované oceli), které zhoršují svařitelnost.

Jak již bylo zmíněno v úvodu této práce jedním z prvních abrazivzdorných materiálů v tehdejší Československu byla ocel 14 320 – Abrazit. Jde o jemnozrnnou ocel (Víteckovice Steel, dle VN 41 4320), ze které se i v současnosti válcují plechy pro výrobu otěruvzdorných součástí (dopravní cesty a skluzy pro kamenivo, uhlí, cement apod.). Obrobitelnost ve stavu bez tepelného zpracování (14 320.0) je obtížná, ve stavu žíhaném naměkko (14 320.3) je dobrá. Po žíhání naměkko je tvrdost max. 260 HB. Tvarování za studena je neproveditelné z důvodu špatné tvárivosti, proto je nutno případné tváření provádět v teplotním rozsahu 850 – 1150 °C. V případě spojování svařováním je nutno provádět přehřev minimálně na 200 °C. V tab. 1 jsou uvedeny mechanické vlastnosti Abrazitu ve stavu bez tepelného zpracování. [25,26]

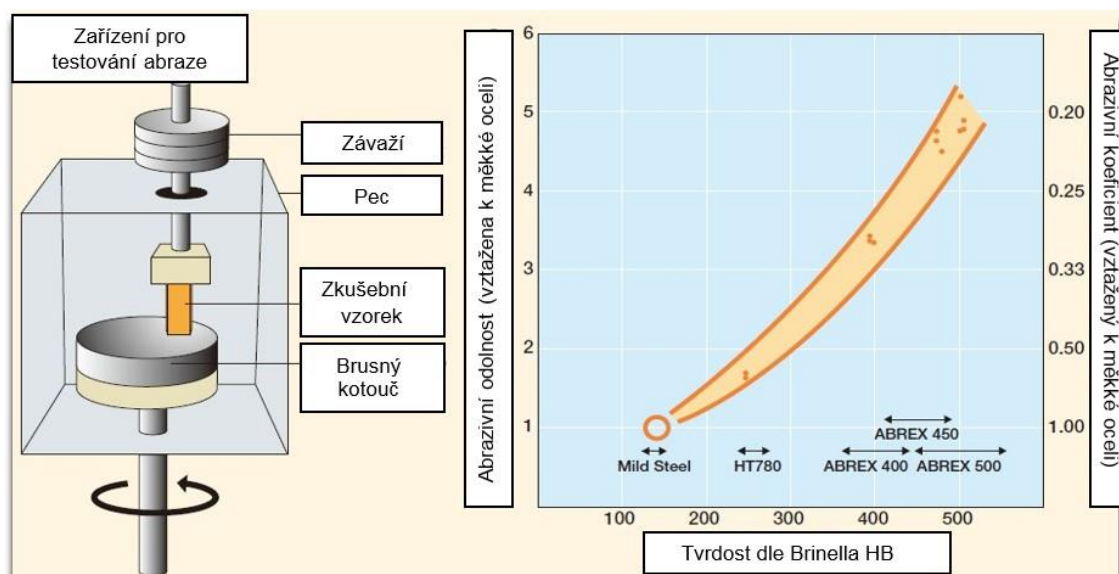
Tab. 1: Mechanické vlastnosti oceli Abrazit ve stavu tepelně nezpracovaném [25]

HB	R _{p0,2}	R _m	A ₅
[-]	[MPa]	[MPa]	[%]
270-400	1100	930-1370	8

V dalším textu budou uvedeny základní vlastnosti soudobých abrazivzdorných materiálů.

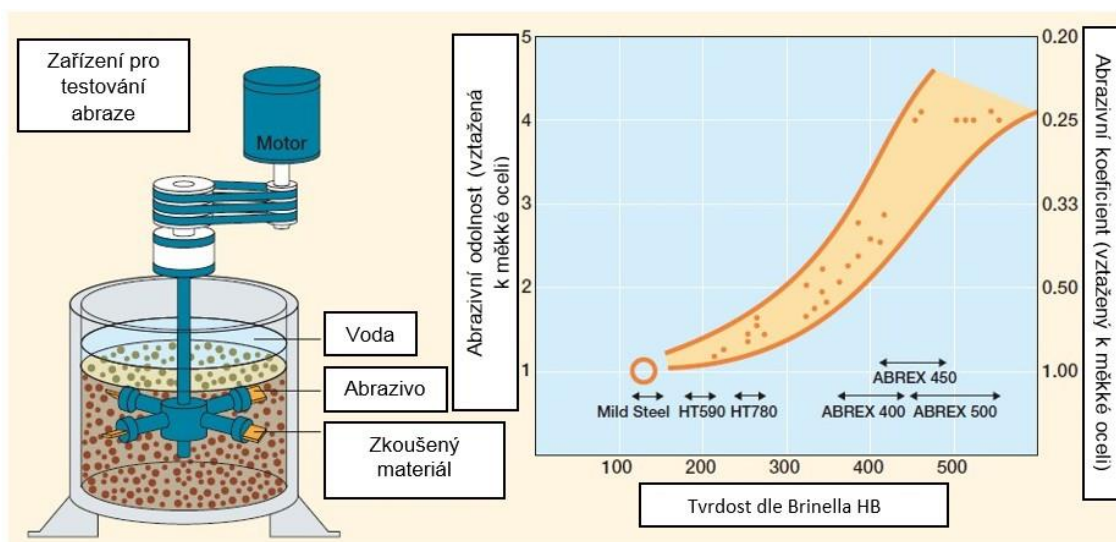
3.3.1 Oceli Abrex

Tento typ ocelí je vyráběn v Japonsku firmou Nippon Steel & Sumitomo Metal. Primárním cílem výrobce bylo vytvořit materiály s velmi tvrdým povrchem odolným proti abrazi způsobované zeminou a pískem. Výrobce deklaruje 2 až 5× vyšší odolnost vůči abrazi způsobované drobnějším abrazivem ve srovnání s měkkou ocelí. Na obr. 16 je uvedeno zařízení používané používanou firmou Nippon Steel & Sumitomo Metal pro určování abrazivní odolnosti za zvýšené teploty (200 °C) a intenzivním zatěžováním. Test spočívá v přitlačování testovaného vzorku na rotující brusný kotouč (30 ot./min) zatížením 29,4 kg/cm² po dobu 20 minut. Výsledky jsou zaznamenány v grafu dávající do souvislosti abrazivní odolnost určenou na základě testu a tvrdostí zkoušeného materiálu. Jako srovnávací materiál je použita měkká ocel. Z grafu je patrné, že s rostoucí tvrdostí klesá míra opotřebení, přičemž nejodolnějším materiálem je ocel Abrex 500. [23]



Obr. 16: Schematické znázornění a výsledky abrazivního testu (intenzivní zatížení) za zvýšené teploty [23]

Další možností zkoušení abrazivní odolnosti je testování v suspenzi křemičitého písku a vody (obr. 17). Tímto způsobem se určuje abrazivzdornost materiálu vůči méně intenzivnímu zatížení (z pohledu velikosti působícího abraziva – viz obr. 14). Testované vzorky jsou umístěny v přípravku ponořeném do vodní suspenze a natočeny pod úhlem 30° k hladině vody. V průběhu testu dochází k rotaci přípravku se zkušebními vzorky (rychlostí 3,7 m/s) a k abrazivnímu opotřebovávání testovaných vzorků.



Obr. 17: Schematické znázornění a výsledky abrazivního testu s méně intenzivním zatížením ve vodní suspenzi [23]

Výsledky v grafu na obr. 17 jsou opět vztaženy k měkké oceli coby etalonu. Stejně jako v případě intenzivního zatížení vykazuje nejlepší abrazivzdornost Abrex 500, kde ve srovnání s měkkou ocelí je opotřebení maximálně cca 35%.

V tab. 2 a 3 je uvedeno chemické složení a mechanické vlastnosti ocelí Abrex. Z tabulek vyplývá, že s rostoucím obsahem uhlíku roste tvrdost i pevnost a snižuje se hodnota nárazové práce KV. S ohledem na vysoké pevnostní charakteristiky jsou tyto oceli citlivé na tvorbu trhlin při nízkých teplotách, proto je velmi důležité při svařování těchto materiálů volit vhodné elektrody, a také podmínky svařování jako je předehřev, vnášené teplo, velikost svaru, dobu svařování, vlhkost vzduchu apod. [23]

Tab. 2: Chemické složení oceli Abrex [23]

Materiál	max. [hm. %]								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	B
Abrex 400	0,21	0,70	2,00	0,025	0,010	1,00	1,20	0,60	0,005
Abrex 450	0,23	0,70	2,00	0,025	0,010	1,00	1,20	0,60	0,005
Abrex 500	0,35	0,70	2,00	0,015	0,010	1,00	1,20	0,60	0,005
Abrex 600	0,45	0,70	2,00	0,015	0,010	1,00	1,20	0,60	0,005

Tab. 3: Mechanické vlastnosti oceli ABREX (udávány pro tl. 25 mm) [23]

Materiál	Tvrdost HB [-]	R _e [MPa]	R _m [MPa]	KV [J] (0 °C)
Abrex 400	416	1075	1322	73
Abrex 450	457	1192	1469	57
Abrex 500	514	1373	1552	43
Abrex 600	606	1568	2058	13

3.3.2 Oceli Durostat

Oceli Durostat, které se nachází v portfoliu firmy Voestalpine Grobblech GmbH, jsou primárně určeny pro komponenty vystavené silnému abrazivnímu zatížení, např. lžice kolových nakladačů, dopravníků, rypadel, drtičů apod.

V tab. 4 a 5 je uvedeno chemické složení a mechanické vlastnosti základních ocelí Durostat. Zlepšování mechanických vlastností je docíleno pouze zvyšováním obsahu uhlíku obdobně jako u oceli Abrex, oceli Durostat však navíc obsahují Al a Ti. S ohledem na chemické složení jsou tyto materiály vhodné ke svařování, kdy nejvhodnější metodou je svařování v ochranné atmosféře argonu zajišťující nízký obsah vodíku. Pro minimalizaci vzniku trhlin musí být pro svařování použity základní elektrody s kontrolovaným obsahem vodíku. [27]

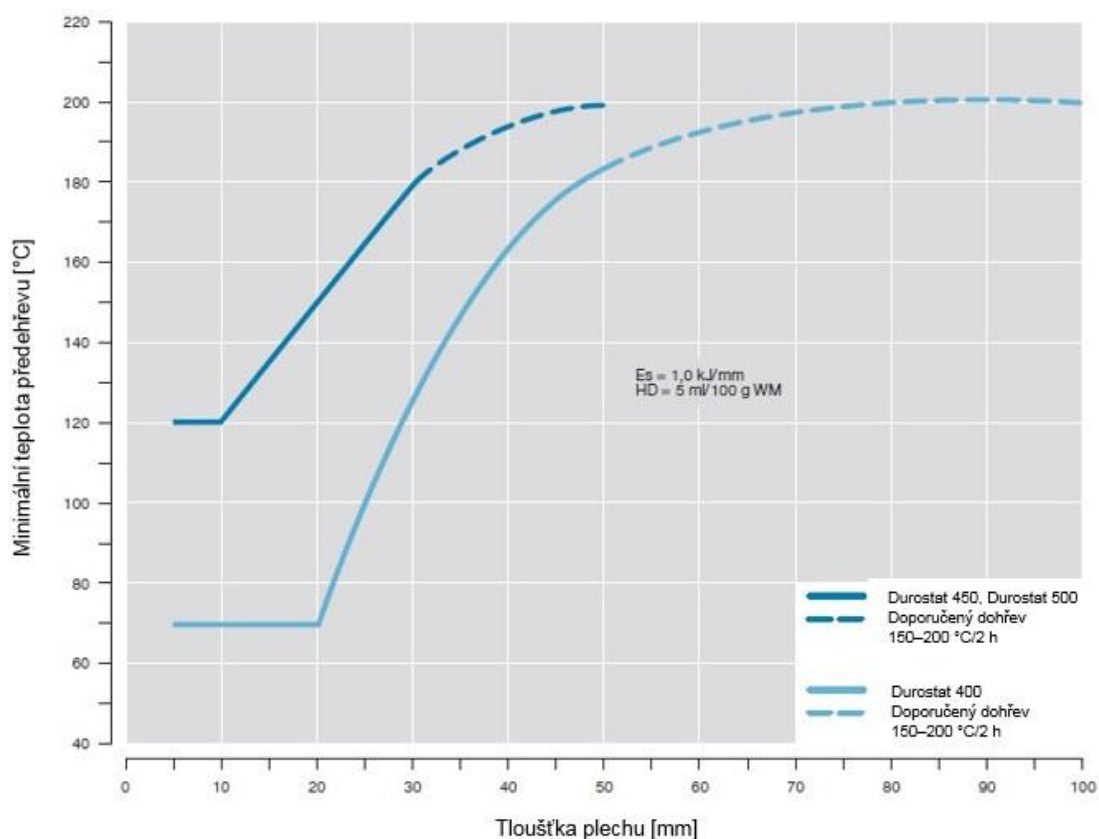
Tab. 4: Chemické složení oceli Durostat [27]

Materiál	max. [hm. %]									
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	B	Ti
Durostat 400	0,18	0,60	2,10	0,025	0,01	0, 02	1,00	0,50	0,005	0,05
Durostat 450	0,22	0,60	2,10	0,025	0,01	0, 02	1,00	0,50	0,005	0,05
Durostat 500	0,30	0,60	2,10	0,025	0,01	0, 02	1,00	0,50	0,005	0,05

Tab. 5: Mechanické vlastnosti oceli Durostat [27]

Materiál	Tvrdość HB [-]	R _e [MPa]	R _m [MPa]	KV (-40 °C) [J]
Durostat 400	360–440	1000	1250	73
Durostat 450	410–490	1100	1400	57
Durostat 500	460–540	1200	1550	43

Na obr. 18 jsou uvedeny teploty předehřevu a dohřevu oceli Durostat 400, 450 a 500 pro svařování s vneseným teplem $E_s = 1,0 \text{ kJ/mm}$ (množství energie vnesené do základního materiálu na jednotku délky). Z obrázku je patrné, že s rostoucí tloušťkou svařovaného plechu je potřeba vyšší teploty předehřevu i dohřevu, přičemž materiály Durostat s vyšším obsahem uhlíku (typ 450 a 500) musí být předehřívány na vyšší teplotu než typ 400 při stejné tloušťce plátu.



Obr. 18: Doporučené teploty předehřevu a dohřevu po svařování ocelí Durostat [27]

3.3.3 Oceli Everhard

Oceli Everhard dodávány firmou JFE Steel Corporation, jsou vyráběny v šesti variantách standardních jakostí a ve třech variantách jakosti se zvýšenou houževnatostí garantovanou až do teplot $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$. U těchto materiálů je garantována vysoká odolnost vůči vzniku trhlin při svařování a dobrá tvárnost. Oceli Everhard nejsou určeny pro konstrukční aplikace, kde by mělo být zaručeno chemické složení, povrchová tvrdost plechů a houževnatost. V případě použití těchto materiálů pro konstrukční aplikace výrobce mechanické vlastnosti jako je pevnost v tahu či tažnost negarantuje. V tab. 6 a 7 jsou uvedeno chemické složení a mechanické vlastnosti pro materiál Everhard výše uvedených jakostí. [28]

Tab. 6: Chemické složení oceli Everhard [28]

Materiál	max. [hm. %]							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	B
Everhard-C400	0,20	0,55	1,60	0,030	0,030	0,40	0,020	0,004
Everhard-C450	0,25	0,55	1,60	0,030	0,030	0,90	0,020	0,004
Everhard-C500	0,30	0,55	1,60	0,030	0,030	0,90	0,020	0,004
Everhard-C600	0,45	0,55	1,60	0,030	0,030	0,90	0,020	0,004

Tab. 7: Mechanické vlastnosti oceli Everhard [28]

Materiál	Tvrdost HB [-]	R _e [MPa]	R _m [MPa]	KV (0 °C) [J]
Everhard-C400	370–430	1083	1246	52
Everhard-C450	425–475	1163	1316	48
Everhard-C500	460–540	1297	1449	-
Everhard-C600	560–640	1570	2055	-

3.3.4 Oceli Hardox

Hardox je typové označení otěruvzdorných ocelí firmy SSAB, které je možno použít v různých aplikačních oblastech, kde působí abrazivní prostředí. Oceli jsou používány na přední kola nakladačů, důlních vozidel, drtičů, mixérů, dopravníků, násypných žlabů, sít, zařízení pro demolice a bagry. Oceli Hardox jsou dodávány v kaleném stavu, což definuje jejich mechanické vlastnosti a nejsou určeny k dalšímu tepelnému zpracování. Pouze v nezbytném případě jsou oceli také popouštěny. Dále mohou být svařovány a páleny (výroba výpalků) všemi obvyklými metodami, a to bez předehřevu. V tab. 8 a 9 je uvedeno typické chemické složení a mechanické vlastnosti ocelí Hardox. [29]

Tab. 8: Chemické složení ocelí Hardox [29]

Materiál	max. [hm. %]								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	B
Hardox 400	0,32	0,70	1,60	0,025	0,010	1,40	1,50	0,60	0,004
Hardox 450	0,26	0,70	1,60	0,025	0,010	1,4	1,5	0,60	0,003
Hardox 500	0,30	0,70	1,60	0,020	0,010	1,50	1,50	0,60	0,005
Hardox 600	0,47	0,70	1,40	0,015	0,010	1,20	2,50	0,70	0,005

Tab. 9: Mechanické vlastnosti ocelí Hardox [29]

Materiál	Brinell HB [-]	R _e [MPa]	R _m [MPa]	KV (-40 °C) [J]
Hardox 400	370–430	1000	1250	45
Hardox 450	425– 475	1200	1400	35
Hardox 500	470– 530	1300	1550	30
Hardox 600	560– 640	1650	1860	20

3.3.5 Oceli Raex

Další z abrazivzdorných ocelí o vysoké pevnosti jsou materiály Raex od firmy Ruukki, spadající do koncernu SSAB. Jsou určeny pro různé aplikace v automobilním, důlním a dopravním průmyslu. Oceli Raex jsou dodávány ve vytvrzeném stavu a nejsou určeny k dalšímu tepelnému zpracování. Pro zajištění abrazivzdornosti dostatečné úrovně je maximální povolená popouštěcí teplota 200 °C, kdy vyšší teploty zpracování by způsobily snížení pevnosti, tvrdosti a odolnosti vůči abrazi. V tab. 10 a 11 je uvedeno typické chemické složení a mechanické vlastnosti ocelí Raex. [30]

Tab. 10 Chemické složení oceli Raex [30]

Materiál	max. [hm. %]								
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	B
Raex 300	0,18	0,80	1,70	0,025	0,015	1,50	1,00	0,50	0,005
Raex 400	0,23	0,80	1,70	0,025	0,015	1,50	1,00	0,50	0,005
Raex 450	0,26	0,80	1,70	0,025	0,015	1,50	1,00	0,50	0,005
Raex 500	0,30	0,80	1,70	0,025	0,015	1,50	1,00	0,50	0,005

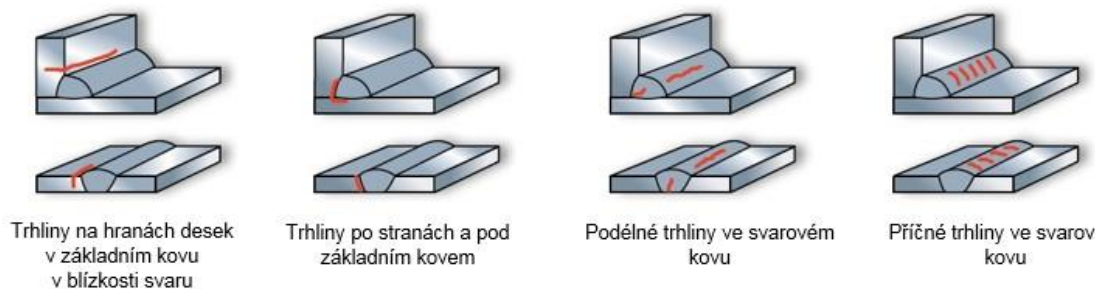
Tab. 11 Mechanické vlastnosti oceli Raex [30]

Materiál	Brinell HB [-]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	KV (-40 °C) [J]
Raex 300	270–390	900	1000	30
Raex 400	360–440	1000	1250	30
Raex 450	420–500	1200	1450	30
Raex 500	470–540	1250	1600	30

3.4 Svařitelnost vybraných abrazivzdorných materiálů

Vysoká pevnost a tvrdost abrazivzdorných ocelí je dosahována vhodným legováním a kalením. Z důvodu vyššího obsahu legujících prvků je svařování tohoto typu ocelí náročnější než v případě klasických konstrukčních ocelí. V případě svařování abrazivzdorných ocelí je brán zřetel zejména na prevenci vzniku studených trhlin ve svarových spojích a dosažení optimálních vlastností svarových spojů. [30]

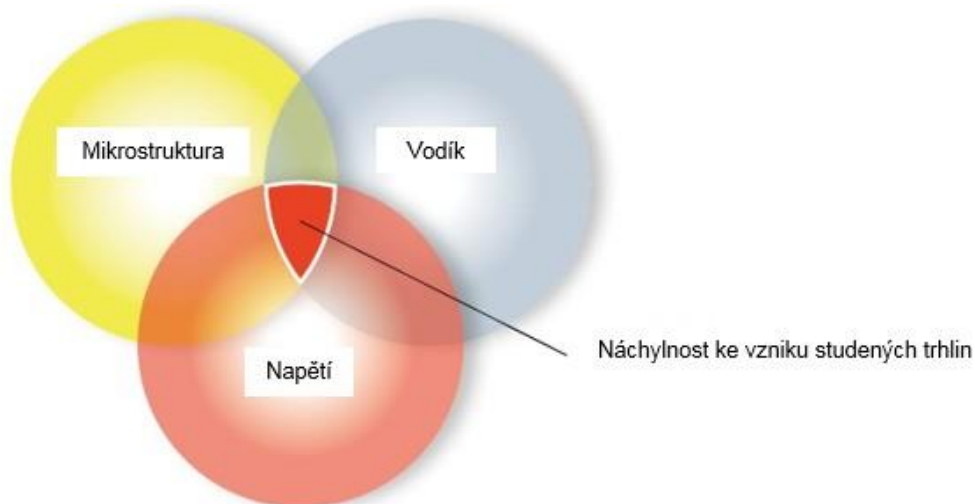
Studené trhliny se tvoří v průběhu chladnutí svarového kovu na cca 200 °C a nižší, proto se tyto trhliny nazývají “studené”. Vznik těchto trhlin je spojován s vodíkem, proto je někdy nazýván jako „vodíkové praskání“, případně jsou tyto trhliny označovány jako zbrzděné. Škodlivý efekt vodíku se může projevit za vzniku trhlin až po několika dnech od svařování. Na obr. 19 jsou uvedeny kritické oblasti, kde lze nalézt případné studené trhliny. Tyto trhliny se mohou vyskytovat v tepelně ovlivněné oblasti i ve svarovém kovu, přičemž nemusí být jen na povrchu svařenců, ale mohou tvořit i uzavřené úseky uvnitř materiálu. [28,30,31]



Obr. 19: Schematické znázornění vzniku trhlín při svařování [32]

Pro výskyt studených trhlín musí být splněny tři základní předpoklady, obr. 20 [31]:

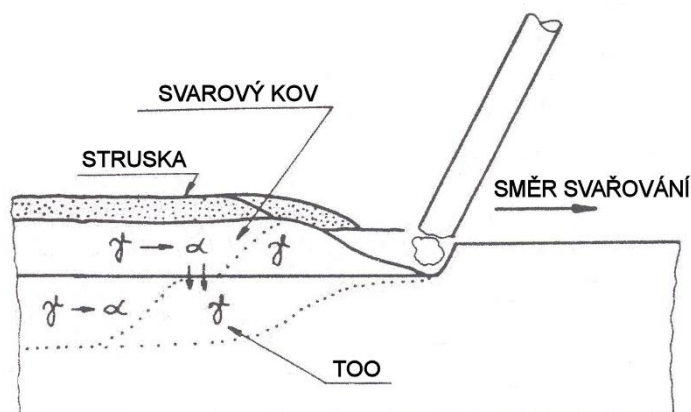
1. mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti (TOO) nebo svarového kovu musí být citlivá na účinek vodíku. Tím se rozumí martenzitická struktura a struktura dolního bainitu, která vzniká při svařování ocelí vyšší pevností,
2. v oblasti svarového spoje musí být určité minimum difúzního vodíku, jehož zdrojem je většinou svarový kov,
3. v oblasti svarového spoje musí působit určité napětí.



Obr. 20: Schematické znázornění předpokladů pro vznik trhlíny [32]

Jedním z hlavních činitelů působících na vznik studených trhlín je tedy vodík, který se do svarového kovu dostává z obalové hmoty elektrod, tavidla, vlhkosti okolního prostředí, z nečistých plynů ochranné atmosféry a z nedostatečně očištěných (včetně neodmaštěných) drátů a svarových hran. Aby se zabránilo nebezpečí převodíkování svarového spoje, je třeba elektrody i tavidla před vlastním svařováním sušit na teplotě 300 až 350 °C po dobu několika hodin. Zdrojem vodíku může být i přídavný materiál (svařovací drát), a to z důvodu moření v kyselině chlorovodíkové při jeho výrobě. Rozpustnost a rozložení vodíku ve svarovém kovu závisí na koncentraci vměstků, mikropórů a dislokací, makropórů a rychlosti ochlazování. V průběhu přeměny $\gamma \rightarrow \alpha$, k níž dochází ve svarovém kovu, difunduje vodík do TOO. Na obr. 21 lze vidět, že svarový kov již přeměnu $\gamma \rightarrow \alpha$ prodělal, ale v TOO se stále nachází fáze γ – austenit. Protože se při přeměně $\gamma \rightarrow \alpha$ prudce snižuje rozpustnost vodíku ve svarovém kovu, difunduje jeho velká část právě do TOO, kdy jeho rozpustnost v austenitu je vyšší. Vodík, který zůstal v oblasti svarového kovu, se nachází při vyšších teplotách v disociovaném stavu. Při poklesu

teploty pod 200 °C může přejít na určitých volných površích vodík z disociovaného do molekulárního stavu, přičemž vznikají vysoké tlaky. [31]



Obr. 21: Schematické znázornění předpokladů pro vznik trhliny [31]

Při svařování „za studena“, tj. bez aplikace předehřevů a dohřevů, se vlivem difúzního vodíku zvyšuje koncentrace vodíku v TOO ještě několik dní, jak bylo zmíněno výše. Použití dohřevu po svařování má pozitivní vliv na únik vodíku. Rozlišujeme dva druhy vlivu difúzního vodíku na vlastnosti svarových spojů [31]:

1. přechodný – tento vliv indikujeme, pokud zkoušíme vlastnosti svarového spoje ihned nebo krátce po svařování. V tom případě, se lze často setkat s obtížemi při zkoušení plastických/deformačních vlastností svarových spojů,
2. trvalý – lze charakterizovat jako vliv na vznik studených (vodíkem indukovaných) trhlin. Asociační tlaky vodíku se uplatňují v přehřáté zóně TOO především, když vznikne martenzit nebo tvrdá fáze typu dolního bainitu. Náchylnost ocelí ke vzniku studených trhlin tedy blíže souvisí s jejich prokalitelností, resp. s transformačním zkřehnutím.

Svařovací cyklus je možné ovlivnit změnou technologie svařování, změnou parametrů svařování (tepelný příkon) a kontrolováním teplotního režimu (předehřev, dohřev). Všeobecně u ocelí s uhlíkovým ekvivalentem $C_{ekv} = 0,40$ až $0,45$ je zapotřebí použít výše uvedených opatření, protože je lze považovat za náchylné ke tvorbě studených trhlin. [31]

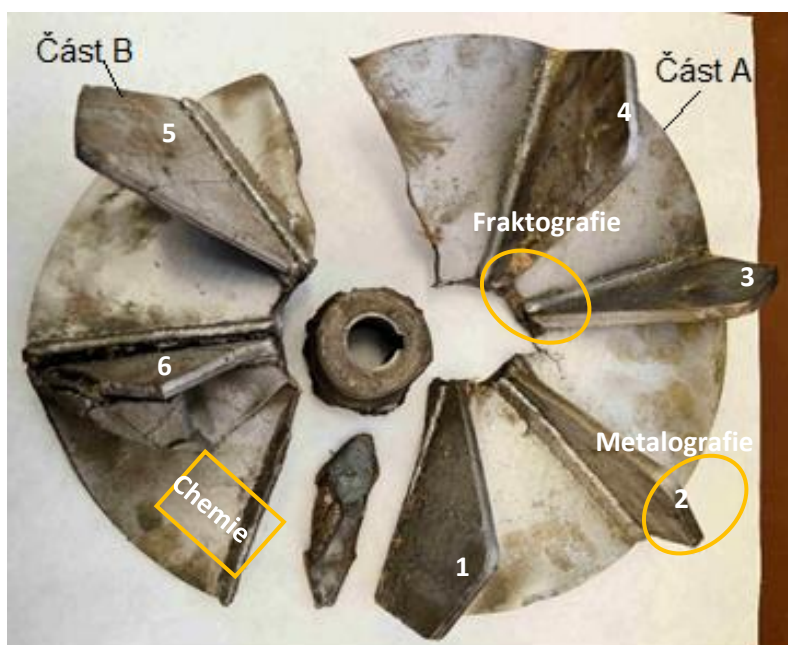
4 CÍLE PRÁCE

V rámci bakalářské práce bude provedeno zhodnocení havárie rotoru ventilátoru pro dmýchání odpadního recyklátu skelné vaty. K hodnocení bude použit standardní postup řešení havárií, kdy bude provedeno základní ohledání poškozené součásti s dokumentací stavu. Ve vybraných oblastech bude provedena metalografická analýza materiálu (svarový spoj, TOO i základní materiál) a měření tvrdosti. K určení typu/jakosti použitých materiálů pro konstrukci rotoru bude prováděna chemická analýza. V další části hodnocení bude realizována fraktografická analýza pro určení typu vzniklého poškození. Na základě provedených analýz bude stanovena pravděpodobná příčina vzniku havárie.

5 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

5.1 Případová studie

Ve firmě zpracovávající skelnou vatu došlo k poškození oběžného kola ventilátoru využívaného pro dmýchání recyklátu skelné vaty. Oběžné kolo pracovalo při teplotě 30 °C a běžné vlhkosti okolí. Na základě informací od provozovatele zařízení je oběžné kolo vyrobeno z výpalků ručním svařováním. Aby se zvýšila odolnost proti abrazi, je základní svar překryt odolnějším návarem (vyšší tvrdost). Jako materiál oběžného kola byla uváděna ocel Hardox 400. Na obr. 22 a 23 je dodané poškozené kolo ventilátoru s vyznačením oblastí odběru vzorkového materiálu pro jednotlivé analýzy.



Obr. 22: Dodané poškozené kolo ventilátoru – přední strana



Obr. 23: Dodané poškozené kolo ventilátoru – zadní strana

5.2 Základní ohledání

Základním ohledáním havarovaného rotoru ventilátoru bylo zjištěno, že lopatky vykazují poškození rozsáhlými trhlinami, které se vyskytovaly zejména na straně návaru s nerovným povrchem, přičemž tyto byly situovány v přibližném kolmém směru na osy navařovaných vrstev, viz obr. 24. Ve středové části rotoru, kde se nacházel unášec s drážkou pro pero, byly po celém obvodu nalezeny lomy indukující únavové poškození (obr. 23). Lopatky rotoru vykazovaly také deformační poškození (obr. 22), dále byly pozorovatelné lomy a dekoheze podél os koutových svarů, viz obr. 24.



Obr. 24: Lopátka č. 2 (Část A) – rozvinuté trhliny v materiálu lopatky (navářovaná strana) a dekoheze v oblasti krycího návaru (bílá šipka)

5.3 Experimentální technika

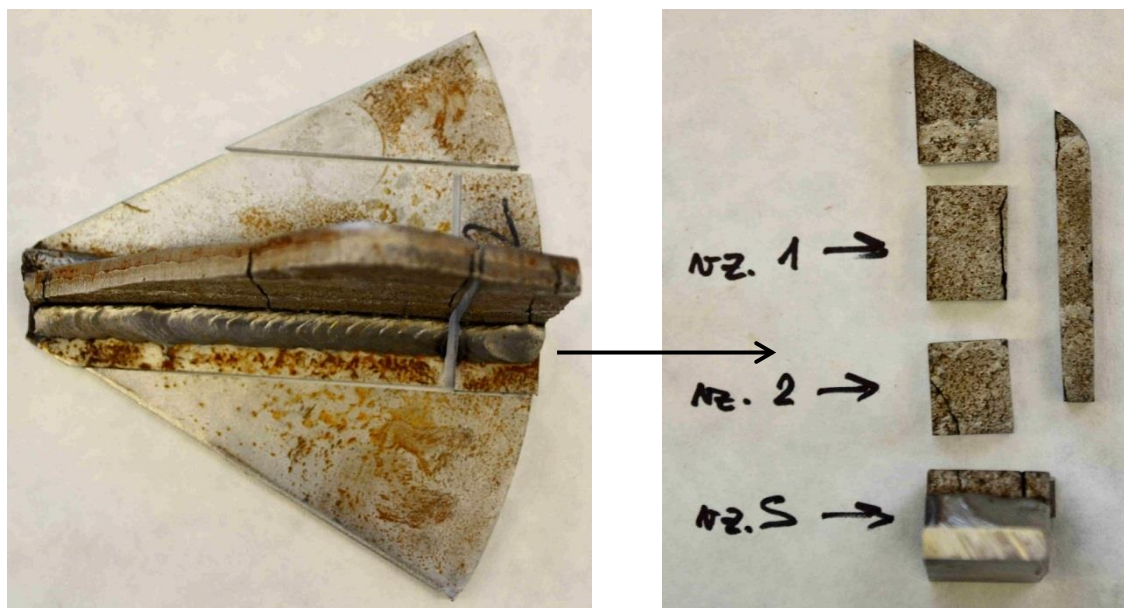
Pro hodnocení mikrostruktury použitých materiálů byl proveden odběr vzorkového materiálu ze zvolených oblastí (viz kapitola 5.4). Metalografické vzorky byly následně zalisovány za tepla a poté připravovány konvenčním způsobem, broušením za mokra a leštěním diamantovými pastami s využitím zařízení od firmy Struers. Mikrostruktura vzorků byla po vyvolání pomocí leptadla Nital pozorována a dokumentována na metalografickém mikroskopu Olympus GX51.

Tvrdoost dle Vickerse s nízkým zatížením (HV 0,3) byla měřena na tvrdoměru LECO LM247AT. Fraktografická analýza a chemická mikroanalýza byla provedena pomocí skenovacího elektronového mikroskopu Zeiss Ultra-Plus. Chemická analýza základní desky rotoru, na níž jsou přivařeny jednotlivé lopatky, byla prováděna na přístroji SPECTRUMAT GDS 750.

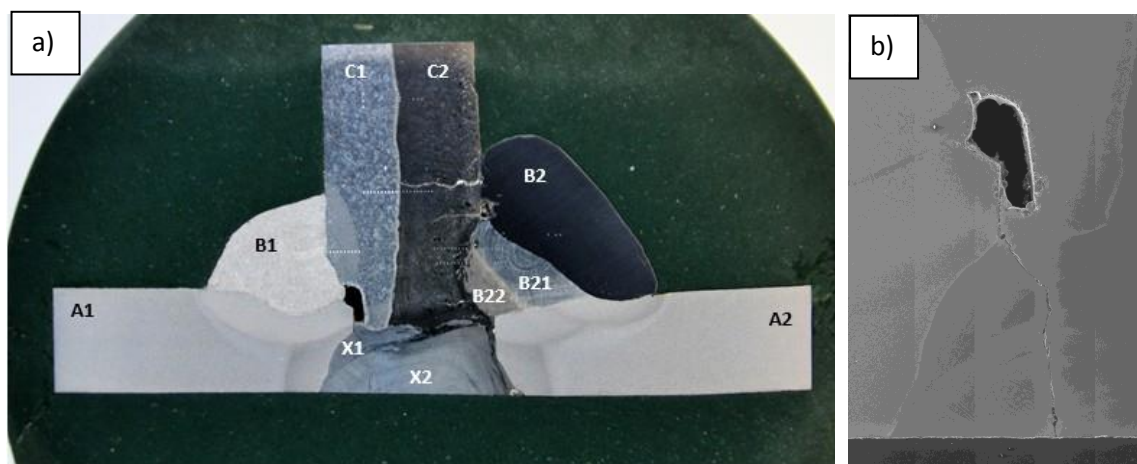
5.4 Metalografická analýza

Pro posouzení mikrostruktury byla provedena metalografická analýza v oblasti svarového spoje na odebrané části lopatky č. 2, obr. 22 a 25. Na obr. 26 je uveden vz. S, odebraný z oblasti svarového spoje, v naleptaném stavu s definicemi oblastí pro jejich snazší identifikaci v dalším textu. U analyzovaného vzorku byla zjištěna značná strukturní heterogenita svarového spoje s přítomností defektů indukujících jeho špatné

provedení. Byla také zjištěna přítomnost trhliny jdoucí z defektu přítomného ve svarovém spoji.



Obr. 25: Segment lopatky č. 2 – odběr materiálu pro metalografickou analýzu
(šípky u popisků indikují pozorovanou stranu vzorků)



Obr. 26: a) Mikrostruktura svarového spoje (vz. S) – leptáno na makro, viditelné oblasti měření tvrdosti HV 0,3, b) detail vady s šířící se trhlinou přes jednotlivé oblasti svarového spoje – kompozitní foto SEM

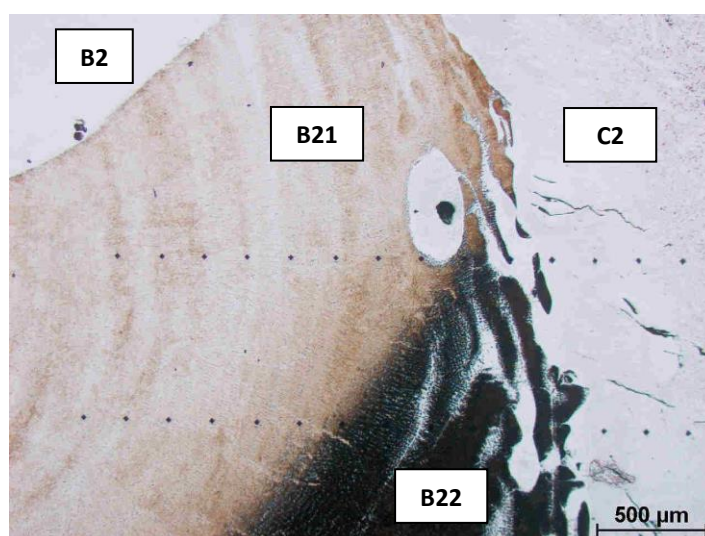
Mikrostruktura základní desky je feriticko-perlitická (materiál A1 a A2), viz obr. 27. V tepelně ovlivněné oblasti (TOO) mezi svarovým kovem a materiálem základní desky je pozorovatelná hrubá struktura s výskytem jehlicovitého feritu (Widmanstättenova struktura), obr. 28. Mikrostruktura v oblasti překlátování návarů (B2/B21/B22) je značně heterogenní s patrným výskytem defektů typu dutin, obr. 29.



Obr. 27: F+P mikrostruktura materiálu A1 – vz. S (obr. 25), oblast viz obr. 26

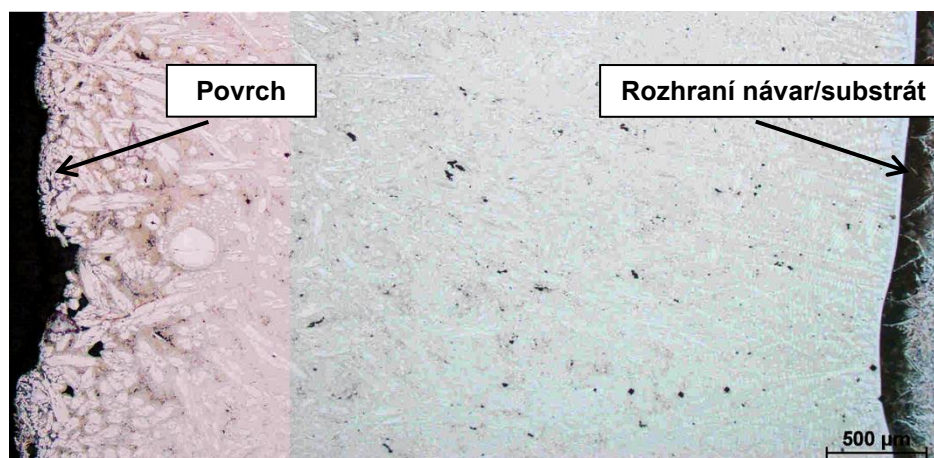


Obr. 28: Detail mikrostruktury svarového kovu a TOO, oblast A1/B1 – vz. S (obr. 25 a 26)

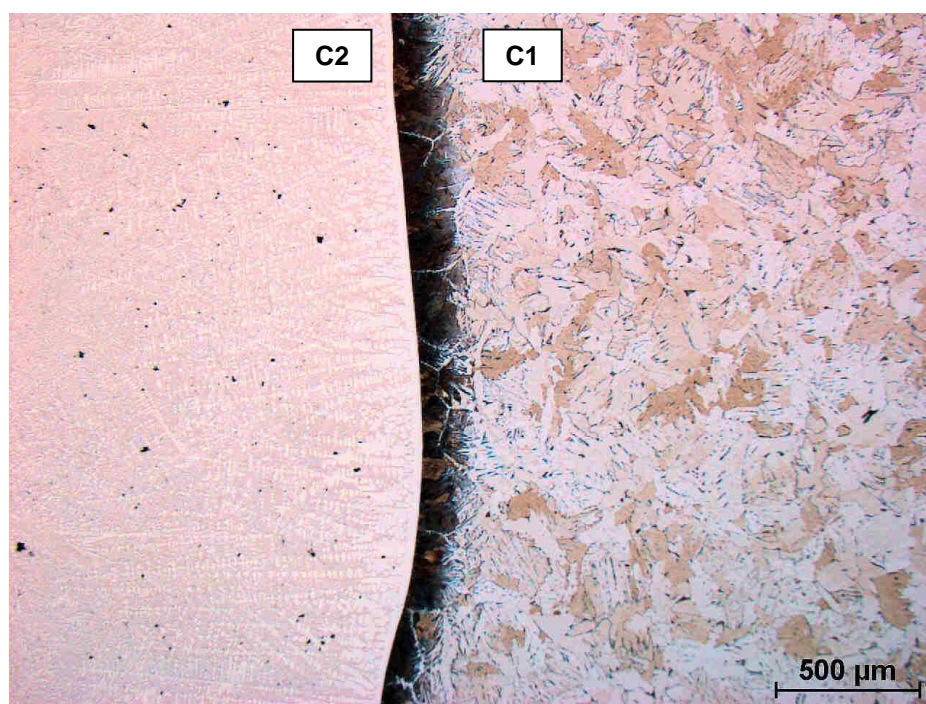


Obr. 29: Detail mikrostruktury svarového spoje s vadami (dutinami), oblast B2/B21/B22/C2 – cíleně přeleptáno, vz. S (obr. 25), oblast měření HV 0,3 – řady 3 a 4 (viz obr. 26)

Analýzou mikrostruktury lopatky bylo zjištěno, že se jedná o materiál vyráběný pomocí technologie navařování tvrdého návaru na ocelový substrát (feriticko-perlitická ocel). Rozhraní mezi návarovou vrstvou a substrátem je relativně úzké, kdy na straně F+P oceli se v oblasti rozhraní vyskytují opět jehlice feritu. Na straně návarové vrstvy, v oblasti rozhraní, je patrná dendritická struktura potvrzující výše uvedený předpoklad výroby abrazivzdorného plechu navařováním (obr. 30, 31). Návarová vrstva je na povrchu velmi členitá, současně lze pozorovat heterogenní mikrostrukturu této vrstvy (obr. 31).



Obr. 30: Mikrostruktura materiálu návaru C2 (kompozitní snímek) – vz. S (obr. 25, 26)



Obr. 31: Mikrostruktura materiálu C2/C1 (oblast viz obr. 26) s patrným ostrým rozhraním (cíleně přeleptáno)

5.5 Analýza chemického složení

Pro určení typu materiálů rotoru ventilátoru byla provedena chemická analýza základní desky (odběr materiálu viz obr. 22) metodou GDOS (tab. 12) a také chemická mikroanalýza materiálů lopatek a svarového kovu (obr. 26). Výsledky EDS chemické mikroanalýzy (viz. S, obr. 26) jsou uvedeny v tab. 13.

Tab. 12 Výsledky chemická (GDOS) analýzy materiálu základní desky rotoru

Základní deska (materiál A1, A2)	Obsah prvků [hm. %]*						
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
	0,12	1,01	0,31	0,007	0,002	0,19	0,04
	Mo	Cu	Al	Ti	Co	Sn	–
	0,01	0,01	0,035	0,01	0,01	0,01	–

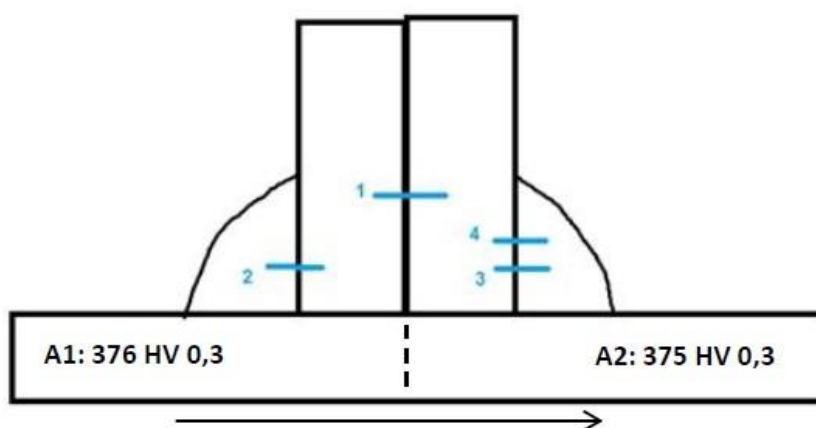
Tab. 13 Výsledky chemická (EDS) mikroanalýzy materiálů rotoru

Oblast (dle obr. 26)	Obsah prvků [hm. %]*						
	Mn	Si	Cr	Mo	V	W	Fe
A1	1,08	0,40	0,26	-	-	-	balance
A2	1,09	0,33	0,27	-	-	-	balance
B1	1,41	0,79	-	-	-	-	balance
B2	1,03	0,58	4,53	1,35	0,34	1,98	balance
B21	1,51	0,88	2,40	-	-	-	balance
B22	1,69	0,82	2,27	-	-	-	balance
C1**	-	-	-	-	-	-	balance
C2	1,56	1,06	11,80	-	-	-	balance
X1	1,54	0,82	3,86	-	-	-	balance
X2	1,38	0,84	3,19	-	-	-	balance
* EDS chem. mikroanalýzou není možné určit relevantní obsah uhlíku, proto není v tabulce							
** nízkouhlíková svařitelná ocel (mimo Fe vše pod detekčním limitem metody)							

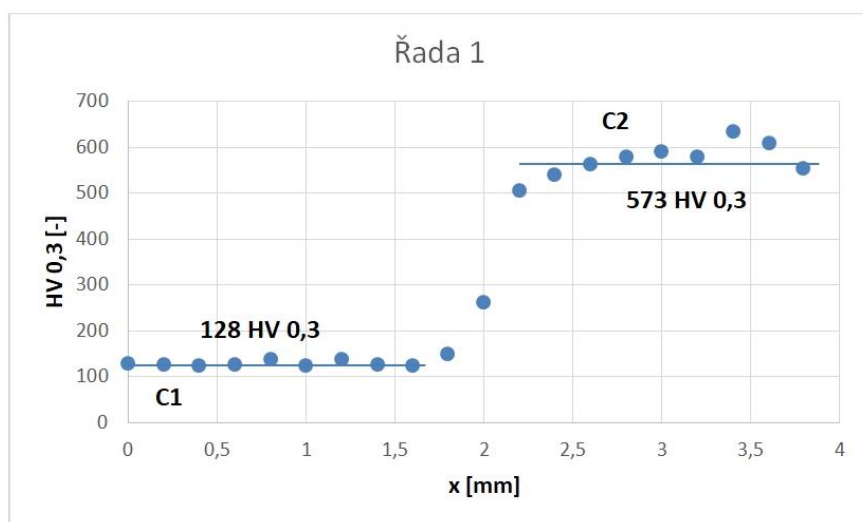
Analýzou (jak EDS, tak GDOS) bylo zjištěno, že materiál základní desky (materiál A1 a A2) odpovídá jakosti nízkouhlíkové oceli a nejedná se o ocel typu Hardox 400, jak předpokládal zadavatel. Pro svařování výpalků bylo použito chromových elektrod (materiál B1, B21, B22, X1 a X2), materiál elektrody použité pro překrytí svaru (B2) je legován mimo Cr také Mo, V a W (vyšší tvrdost a odolnost proti otěru). Materiál lopatky (obr. 25) je plátovaná ocel, kde substrát (C1, obr. 26) je feriticko-perlitická ocel (viz kapitola 5.4), na straně dopadu abrazivních částic je na substrát navařena vrstva s vyšším obsahem Cr (C2) pro zvýšení odolnosti vůči abrazi.

5.6 Měření tvrdosti

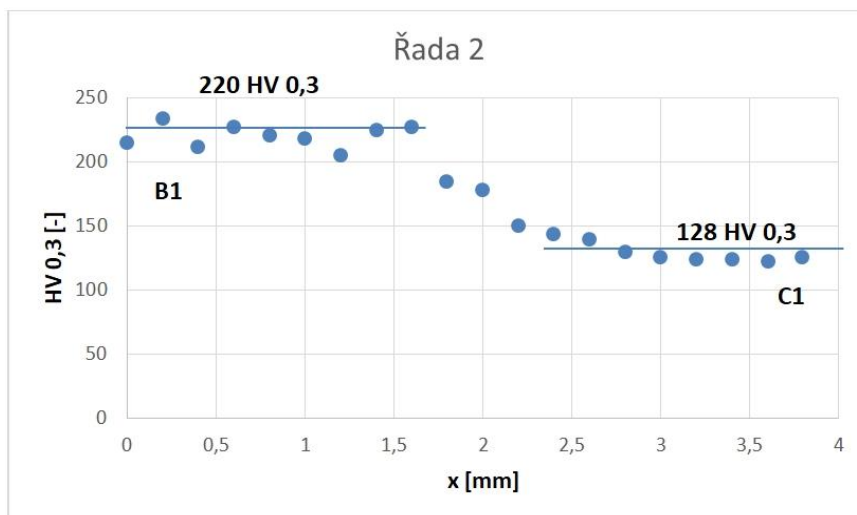
Pro určení tvrdosti jednotlivých oblastí svarového spoje a použitých materiálů (lopatka č. 2 – vz. S) byla měřena tvrdost dle Vickerse s nízkým zatížením HV 0,3. V oblastech svarového spoje a plátované lopatky byla tvrdost měřena v několika řadách (graf 1 až 4), v oblasti základní desky pak byla tvrdost měřena lokálně (obr. 32), kde střední hodnota tvrdosti je vypočtená ze tří měření v každé oblasti. Průběhy tvrdosti jsou nemonotónní, rozdíly v tvrdosti jsou zejména u materiálu lopatky výrazné (viz graf 1). Materiál svaru B1 vykazuje podstatně vyšší tvrdost ve srovnání s tvrdostí základního materiálu lopatky C1 (substrátu s feriticko-perlitickou strukturou), viz graf 2. Řada 3 a 4 reprezentuje průběh tvrdosti přes oblast svarů B21a B22 a návarové vrstvy C2 lopatky. Průběh tvrdostí koresponduje se změnou struktury v jednotlivých oblastech, viz obr. 29.



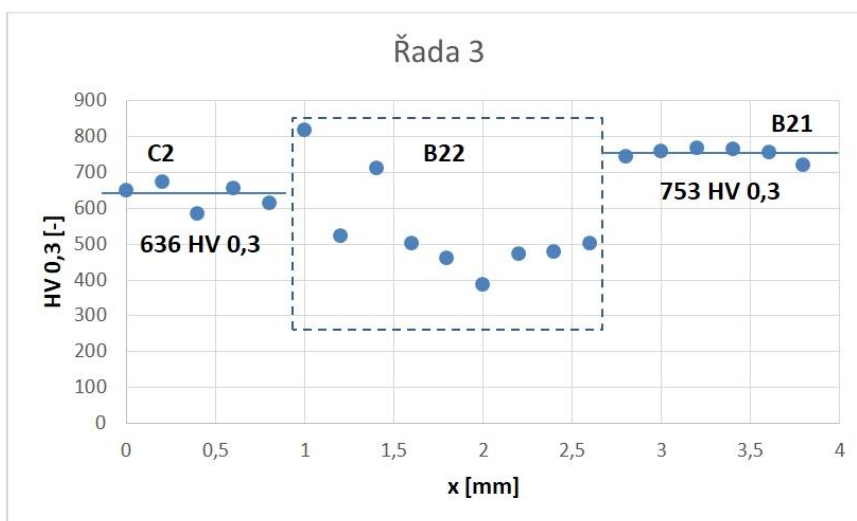
Obr. 32: Schematický obrázek vz. S (obr. 26), s vyznačením oblastí měření průběhu tvrdosti (šipkou naznačen počátek a konec řady měření HV 0,3)



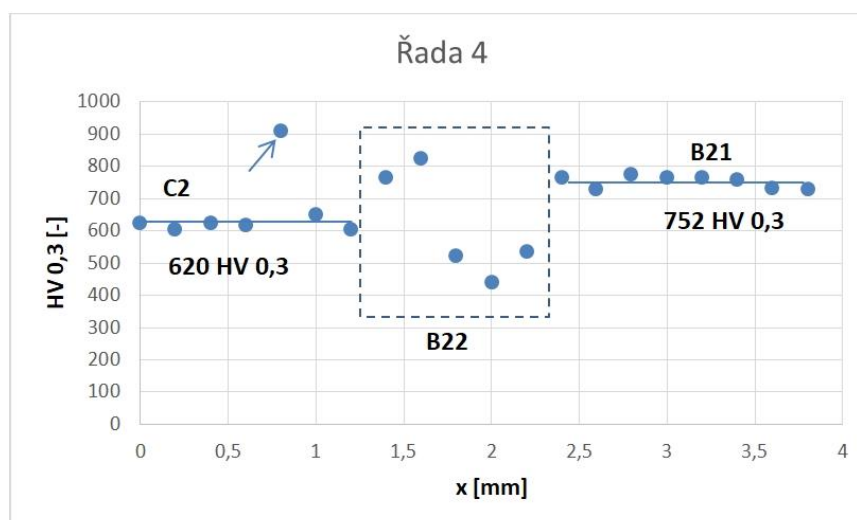
Graf 1: Průběh tvrdosti HV 0,3 – materiály C1/C2 (řada 1 – viz obr. 26 a 32)



Graf 2: Průběh tvrdosti HV 0,3 – materiály B1/C1 (řada 2 – viz obr. 26 a 32)



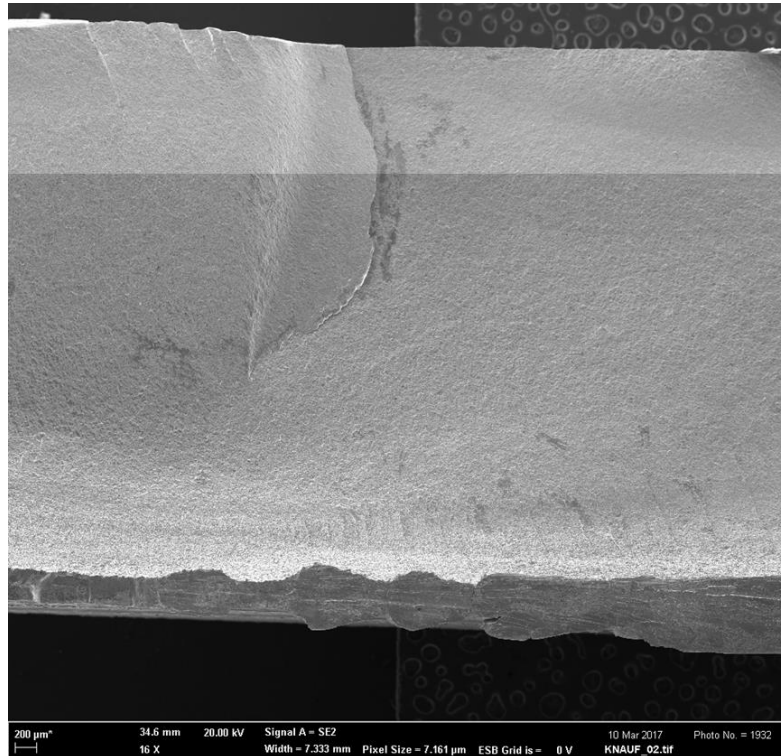
Graf 3: Průběh tvrdosti HV 0,3 – materiály C2/(B22-B21), řada 3 – viz obr. 26 a 32



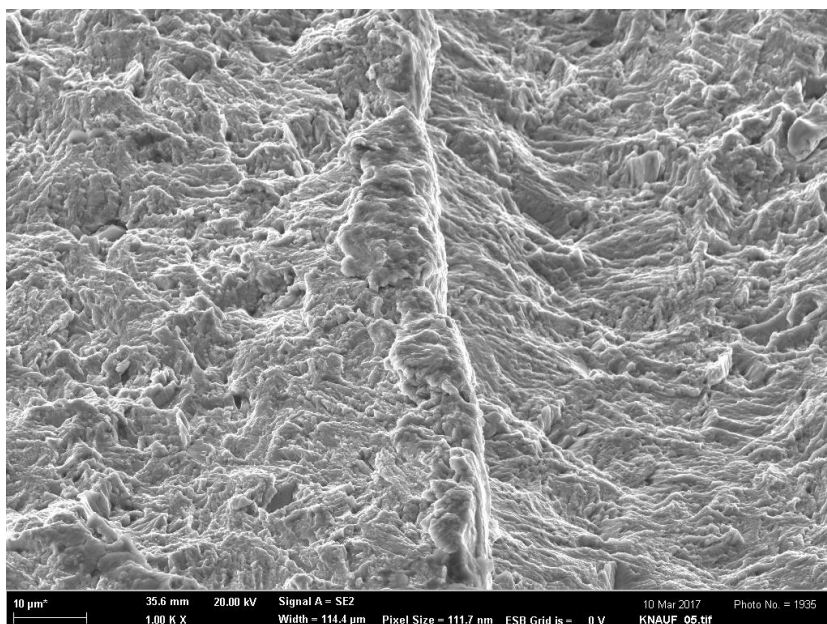
Graf 4: Průběh tvrdosti HV 0,3 – materiály C2/(B22-B21), řada 4 – viz obr. 26 a 32

5.7 Fraktografická analýza

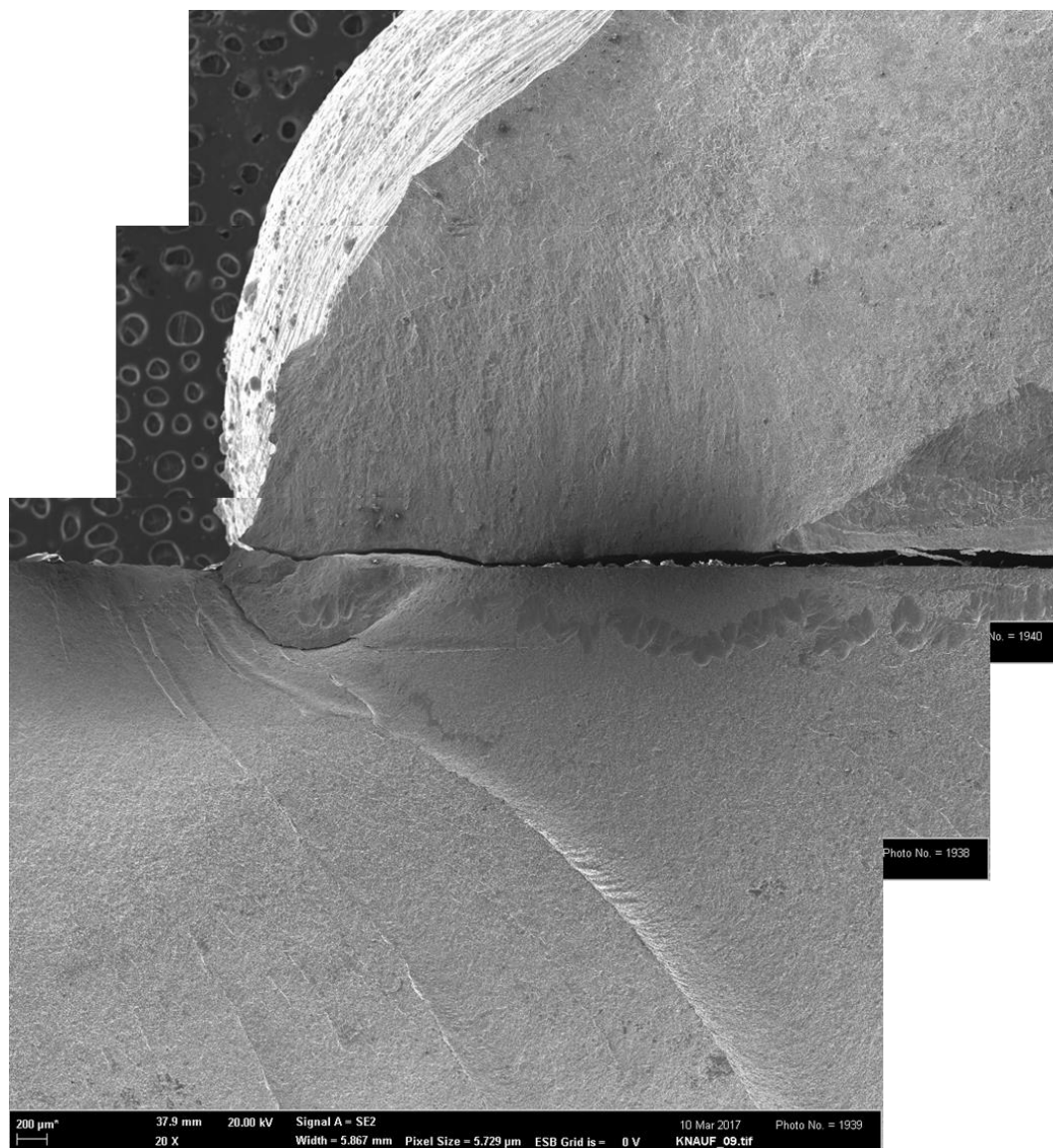
Pro posouzení mechanismu porušení v oblasti, kde je k rotoru (základní deska s lopatkami) přivařen unášec byla prováděna fraktografická analýza. Byl zjištěn únavový mechanismus porušení s iniciací trhlin z oblasti výskytu defektů (vícenásobná iniciace) ve svarovém spoji (obr. 33 až 35).



Obr. 33: Únavové poškození v oblasti svarového spoje (základní deska/lopatka č. 4/unášec)



Obr. 34: Detail lomové plochy v oblasti šíření únavové trhliny (oblast základní desky)



Obr. 35: Únavové poškození startující z oblasti svarového spoje (základní deska/lopatka č. 4/unášeč)

6 DISKUSE A ZÁVĚRY

V rámci bakalářské práce byla řešena případová studie havárie oběžného kola ventilátoru používaného na dmýchání recyklátu skelné vaty. Ohledáním kola bylo zjištěno poškození rozsáhlými únavovými lomy ve středové oblasti, kde je navařen unášec na segmenty základové desky. Byla zjištěna také přítomnost poškození lopatek rozsáhlými trhlinami orientovanými ve směru přibližně kolmém na osy navařovaných abrazivzdorných vrstev (plátování plechu lopatek). Dále bylo možno pozorovat dekohezi podél koutových svarů mezi základovou deskou a vlastními lopatkami.

Pro určení pravděpodobných příčin poškození, byla prováděna materiálová analýza oběžného kola v oblasti svarového spoje mezi základovou deskou a lopatkou. Analýzou chemického složení bylo zjištěno, že materiál použitý na výrobu oběžného kola ventilátoru neodpovídá materiálu Hardox, což je v rozporu s informacemi poskytnutými zadavatelem.

Materiál základní desky je nízkouhlíková svařitelná ocel s nízkým obsahem chromu s feriticko-perlitickou strukturou. Na výrobu lopatek byla použita plátovaná ocel, kdy substrátem je uhlíková svařitelná ocel, na níž je naplátována/navazena abrazivzdorná vrstva s vyšším obsahem chromu (11,80 hm. %). V rámci metalografické analýzy byla zjištěna přítomnost heterogenní struktury svarového spoje s výskytem jehlicovitého feritu (Widmanstättenova struktura) v tepelně ovlivněné oblasti a na rozhraní mezi plátovanou vrstvou a substrátem lopatky, kdy na tomto rozhraní bylo možno pozorovat dendritickou strukturu, což potvrdilo předpoklad plátování navařováním. V oblasti svarového spoje byly nalezeny defekty typu dutin (související s nedokonalým provedením svaru) a trhlin iniciujících z těchto defektů.

Měření průběhů tvrdosti přes jednotlivé oblasti svarových spojů byla zjištěna velká rozdílnost tvrdostí jednotlivých materiálů, přičemž materiály elektrod použité pro tvorbu svarového spoje vykazují mnohem vyšší tvrdost (220 HV 0,3 až 753 HV 0,3) ve srovnání se základním svařovaným materiálem (lopatka – 128 HV 0,3, základní deska – 375 HV 0,3).

Fraktografickou analýzou prováděnou v oblasti únavového poškození bylo zjištěno, že k iniciaci trhlin došlo z oblasti defektů (vícenásobná iniciace) ve svarových spojih. Po rozšíření únavových trhlin po celém obvodu středového unášeče, který je přivařen k základní desce, došlo k oslabení nosného průřezu a k finálnímu lomu – havárii.

Na základě provedených analýz lze konstatovat, že hlavní příčinou vzniku havárie v důsledku rozvoje únavového poškození je nedokonalé provedení svarových spojů, kdy nebyla dodržena správná technologie výroby svařence oběžného kola ventilátoru.

7 POUŽITÁ LITERATURA

- [1] VĚCHET, S., O. BOKŮVKA a J. KOHOUT. *Únavové vlastnosti tvárné litiny*. Žilina: Žilinská univerzita, 2001, 157 s. ISBN 8071009105.
- [2] KLESNIL, M. a P. LUKÁŠ. *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*. Praha: Academia, 1975, 224 s.
- [3] DOWLING, N. E. *Mechanical Behavior of Materials. Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue*. New Jersey: Prentice Hall, 1993, 773 s. ISBN 0130269565.
- [4] SUCHÁNEK, J. Erozivní opotřebení a volba kovových materiálů v praxi – 1. část. *Tribotechnika* [online]. cit [207-04-07]. Dostupné z: <http://www.tribotechnika.sk>
- [5] SUCHÁNEK, J. Abrázivní opotřebení kovových materiálů. *Tribotechnika* [online]. [cit. 2017-04-07]. Dostupné z: <http://www.tribotechnika.sk>
- [6] ADAMIAK, M., J. GÓRKA a T. KIK. Structure analysis of welded joints of wear resistant plate and constructional steel. *Archives of Materials Science and Engineering*. 2010, 46 (2), 108-114.
- [7] *HARDOX otěruvzdorná nebo konstrukční ocel?* [online]. [cit. 2017-05-16] Dostupné z: <http://www.winfa.sk/pdf/h14a.pdf>
- [8] VELES, P. *Mechanické vlastnosti a skúšanie kovov: celoštátna vysokoškolská učebnica pre hutnícke a strojárské fakulty vysokých škôl*. 2. vyd. Bratislava: Alfa, 1989, 408 s.
- [9] PANTĚLEJEV, L. *Únava kovových materiálů* [online]. 2005, poslední revize 24. 11. 2005 [cit. 2017-04-21]. Dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz>
- [10] PUŠKÁR, A. a S. A. GOLOVIN. *Kumulácia poškodenia v procese únavy*. Bratislava: Veda, 1981, 264 s.
- [11] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu I*. 2., opr. a rozš. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2003, 520 s. ISBN 8072042831.
- [12] W. A. WOOD, *Fatigue in Aircraft Structures*, Academic Press, New York 1956, dle [2]
- [13] MAY, A.N.: A Model of Metal Fatigue, *Nature*, 185 (1960) 303, dle [2]
- [14] LIN, T.H., ITO, Y.M.: Mechanics of Fatigue Crack Nucleation Mechanism, *J. Mech. Phys. Solids*, 17 (1969) 511–523, dle [2]
- [15] NEUMAN, P.: Coarse Slip Model of Fatigue, *Acta Metallurgica*, 17 (1969) 1219–1225, dle [2]
- [16] MACCRONE, R.K., MCCAMMON, R.D., ROSENBERG, H.M.: The Fatigue of Metals at 1,7K, *Phil. Mag.*, 4 (1959) 267–268, dle [2]
- [17] C. LAIRD, A. R. KRAUSE, *Int. J. Frac. Mech.* 4 (1968) 219, dle [2]
- [18] ASKELAND, D.; PHULÉ, P. *The science and Engineering of Materials*. 5th edition. Toronto: Thomson, 2006. 863 s. ISBN 0-534-55396-6.
- [19] STEPHEN, R.I.: *Fatigue Design Handbok*, Iowa, 1977
- [20] High-Cycle Fatigue. *Efunda* [online]. 2017 [cit. 2017-05-17]. Dostupné z: <http://www.efunda.com>
- [21] DORAZIL, E. *Kovové materiály*. Praha: Československá redakce VN MON, 1991, 249 s. ISBN 8021402393.

- [22] PTÁČEK, L. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002, 392 s. ISBN 8072042483.
- [23] *Abrasion resistant steel plate*. Japan: Nippon Steel & Sumitomo Metal, 2012. 8.
- [24] VOCEL, M. a V. DUFEK. *Tření a opotřebení strojních součástí*. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 1976, 376 s.
- [25] *Plech*. Česká republika: Evraz Vítkovice steel, a. s., 2009. 40.
- [26] E-ŽELEZNÁ KNIHA. *Ferona* [online]. [cit. 2017-05-25]. Dostupné z: <http://www.ferona.cz>
- [27] *Wear-resistant steels*. Austria: Voestalpine Grobblech GmbH, 2017. 16.
- [28] *Abrasion-Resistant Steel Plate*. Japan: JFE Steel Corporation, 2012. 12.
- [29] *Welding of Hardox*. Sweden: SSAB, 2014. 20.
- [30] *Raex® wear-resistant steel*. Finland: Ruukki, 2015. 6.
- [31] HRIVŇÁK, I. *Zvariteľnosť ocelí*. 1. Bratislava: Alfa, 1979, 240 s.
- [32] *Welding and thermal cutting of Raex® wear-resistant steels*. Finland: Ruukki, 2013. 20.

8 SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

Symbol	Jednotka	Popis
A5	[%]	tažnost
C _{ekv}	[-]	uhlíkový ekvivalent
EDS	-	energieově disperzní spektroskopie
E _s	[kJ/mm]	množství energie vnesené do základního materiálu při svařování
HB	[-]	tvrdost dle Brinella
HD	[ml/g]	maximální množství difuzního vodíku v materiálu elektrody
HV	[-]	tvrdost dle Vickerse
K _a	[MPa.m ^{1/2}]	součinitel intenzity napětí
K _{IC}	[MPa.m ^{1/2}]	kritická hodnota faktoru intenzity napětí
KV	[J]	nárazová práce
N _c	[-]	počet cyklů do lomu pro určení časované meze únavy
N _f	[-]	počet cyklů do lomu
P	[-]	parametr asymetrie
R	[-]	parametr asymetrie
R _e	[MPa]	mez kluzu v tahu
R _m	[MPa]	mez pevnosti v tahu
R _{p0,2}	[MPa]	smluvní mez pevnosti
SEM	-	rastrovací elektronový mikroskop
T	[s]	perioda
TOO	-	tepelně ovlivněná oblast
Y	[-]	tvarový faktor
a	[m]	délka trhliny
a _c , a _{krit.}	[m]	kritická velikost trhliny
f	[Hz]	frekvence
ΔL	[m]	poskok únavové trhliny (tvorba žlábků)
α fáze	-	ferit
γ fáze	-	austenit
σ _a	[MPa]	amplituda napětí
σ _{a,krit}	[MPa]	kritická amplituda napětí
σ _{ar}	[MPa]	amplituda napětí při hodnotě σ _m =0
σ _{cr}	[MPa]	mez únavy v symetrickém cyklu
σ _d	[MPa]	dolní mez napětí
σ _h	[MPa]	horní mez napětí
σ _{krit}	[MPa]	kritické napětí
σ _m	[MPa]	střední hodnota napětí
σ _{nc}	[MPa]	časovaná mez únavy

9 SEZNAM OBRÁZKŮ

- Obr. 1 Schematické znázornění Wöhlerovy křivky
- Obr. 2 Různé typy zatěžovacích cyklů a jejich charakteristiky
- Obr. 3 Stádia únavového procesu
- Obr. 4 Definice cyklické křivky napětí – deformace
- Obr. 5 Představa kartového skluzu v perzistentním skluzovém pásmu
- Obr. 6 Schéma etap šíření únavových trhlin
- Obr. 7 Schéma Lairdova mechanismus žlábkování
- Obr. 8 Vzhled lomové plochy
- Obr. 9 Vliv středního napětí na S-N diagram
- Obr. 10 Diagram konstantní životnosti pro slitinu 7075-T6 Al
- Obr. 11 Normovaný diagram konstantní životnosti pro slitinu 7075-T6 Al
- Obr. 12 Křivky charakterizující vliv středního napětí
- Obr. 13 Haighův diagram pro ocel AISI 4340
- Obr. 14 Schéma mechanismu abrazivního opotřebení
- Obr. 15 Schéma erozivního opotřebení
- Obr. 16 Schematické znázornění a výsledky abrazivního testu (intenzivní zatížení) za zvýšené teploty
- Obr. 17 Schematické znázornění a výsledky abrazivního testu s méně intenzivním zatížením ve vodní suspenzi
- Obr. 18 Doporučené teploty předehřevu a dohřevu po svařování ocelí Durostat
- Obr. 19 Schematické znázornění vzniku trhlin při svařování
- Obr. 20 Schematické znázornění předpokladů pro vznik trhliny
- Obr. 21 Schematické znázornění předpokladů pro vznik trhliny
- Obr. 22 Dodané poškozené kolo ventilátoru – přední strana
- Obr. 23 Dodané poškozené kolo ventilátoru – zadní strana
- Obr. 24 Lopatka č. 2 (Část A) – rozvinuté trhliny v materiálu lopatky (navarovaná strana) a dekoheze v oblasti krycího návaru
- Obr. 25 Segment lopatky č. 2 – odběr materiálu pro metalografickou analýzu (šipky indikují pozorovanou stranu vzorků)
- Obr. 26 a) Mikrostruktura svarového spoje (vz. S) – leptáno na makro, viditelné oblasti měření tvrdosti HV 0,3
b) detail vady s šířící se trhlinou přes jednotlivé oblasti svarového spoje – kompozitní foto SEM
- Obr. 27 F+P mikrostruktura materiálu A1 – vz. S (obr. 24), oblast viz obr. 26
- Obr. 28 Detail mikrostruktury svarového kovu a TOO, oblast A1/B1 – vz. S (obr. 25), oblast viz obr. 26
- Obr. 29 Detail mikrostruktury svarového spoje s vadami (dutinami), oblast B2/B21/B22/C2 – cíleně přeleptáno, vz. S (obr. 25), oblast měření HV 0,3 – řady 3 a 4 (viz obr. 26)

- Obr. 30 Mikrostruktura materiálu návaru C2 (kompozitní snímek) – vz. S (obr. 25, 26)
- Obr. 31 Mikrostruktura materiálu C2/C1 (oblast viz obr. 26) s patrným ostrým rozhraním (cíleně přeleptáno)
- Obr. 32 Schematický obrázek vz. S (obr. 26) s vyznačením oblastí měření průběhů tvrdosti (šipkou naznačen počátek a konec řady měření HV 0,3)
- Obr. 33 Únavové poškození v oblasti svarového spoje (základní deska/lopatka č. 4/unášeč)
- Obr. 34 Detail lomové plochy v oblasti šíření únavové trhliny (oblast základní desky)
- Obr. 35 Únavové poškození startující z oblasti svarového spoje (základní deska/lopatka č. 4/unášeč)
- Obr. 36 Detail makrostruktury svarového kovu v oblasti výskytu vad a poškození – lopatka č. 4
- Obr. 37 Únavové poškození (oblast základní deska/lopatka č. 4/unášeč) – patrný směr šíření poškození z oblasti nedokonalého svarového spoje

10 SEZNAM TABULEK

- Tab. 1 Mechanické vlastnosti oceli Abrazit ve stavu tepelně nezpracovaném
- Tab. 2 Chemické složení oceli Abrex
- Tab. 3 Mechanické vlastnosti oceli ABREX (udávané pro tl. 25 mm)
- Tab. 4 Chemické složení oceli Durostat
- Tab. 5 Mechanické vlastnosti oceli Durostat
- Tab. 6 Chemické složení oceli Everhard
- Tab. 7 Mechanické vlastnosti oceli Everhard
- Tab. 8 Chemické složení ocelí Hardox
- Tab. 9 Mechanické vlastnosti ocelí Hardox
- Tab. 10 Chemické složení oceli Raex
- Tab. 11 Mechanické vlastnosti oceli Raex
- Tab. 12 Výsledky chemická (GDOS) analýzy materiálu základní desky rotoru
- Tab. 13 Výsledky chemická (EDS) mikroanalýzy materiálů rotoru

11 SEZNAM GRAFŮ

- Graf 1 Průběh tvrdosti HV 0,3 – materiály C1/C2 (řada 1 – viz obr. 26 a 32)
- Graf 2 Průběh tvrdosti HV 0,3 – materiály B1/C1 (řada 2 – viz obr. 26 a 32)
- Graf 3 Průběh tvrdosti HV 0,3 – materiály C2/(B22-B21), řada 3 – viz obr. 26 a 32
- Graf 4 Průběh tvrdosti HV 0,3 – materiály C2/(B22-B21), řada 4 – viz obr. 26 a 32